Д-р инж. Г. ЗАКС

ПРАКТИЧЕСКОЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

I

ОНТИ - НКТП - 1936

Dr.-Ing. G. SACHS

PRAKTISCHE METALLKUNDE

ERSTER TEIL

SCHMELZEN und GIESSEN

1936
BERLIN

Д-р инж. Г. ЗАКС

ПРАКТИЧЕСКОЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

ЧАСТЬ ПЕРВАЯ

ПЛАВКА И ЛИТЬЕ

Перевод под редакцией С. С. Строева

Цена 4 руб. 75 к., пер. 1 руб.

ОНТИ НКТП СССР

ГЛАВНАЯ РЕДАКЦИЯ ЛИТЕРАТУРЫ ПО ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

МОСКВА 1936 ЛЕНИНГРАД

АННОТАЦИЯ

Автор, известный специалист в области общего металловедения и в особенности механической технологии металлов, поставил своей целью изложить элементы литейного дела на основе теоретического анализа всех факторов, определяющих процессы литья, кристаллизации и т. п. В книге рассматриваются важнейшие в литейном деле вопросы: кристаллизация чистых металлов и сплавов и явления с ней связанные, растворение газов в металле и пороки литья, связанные с выделением газов, влияние небольших количеств примесей, раскисление сплавов, термообработка литья, производство и свойства слитков и фасонного литья, преимущественно цветного.

Автор приводит богатый экспериментальный материал и подвергает его подробному научному разбору, показывая пути расчета сложных явлений в отливках. Книга является прекрасным учебным пособием для студентов металлургических и машиностроительных втузов и техникумов, а также практическим пособием для инженеров, техников и рабочих заводов и исследовательских институтов.

Редактор *М. В. Румянцев.* Технический редактор *К. Шалимова*

Изд. № 28. Индекс МЦ-40-5-3. Учетный № 3064. Уполном. Главлита № В-44952.
Сдано в набор 5/VII 1936 г. Подписано к печати 15/VIII 1936 г.
Формат 72 × 105. Объем 9½ бум. л. Тираж 5.000. Учетно-автор. л. 21,85.
Тип. зн. в 1 бум. л. 106848. Заказ № 3679.

2-я тип. ОНТИ им. Евг. Соколовой. Ленинград, пр. Красн. Команд., 29.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие к немецкому изданию 9
Введение 10

А. Общие явления при плавлении и затвердевании

Основные процессы при затвердевании 12
1. Измерение температур в слитках и изложницах 12
2. Подсчет распределения температур 15
3. Тепловой поток и образование структуры 16
4. Усадка 19
5. Усадочные раковины 21
6. Макроструктура 23
7. Полиэдрические и столбчатые кристаллы 24
8. Образование макроструктуры 25
9. Текстура литья 26
10. Образование зародышей и рост кристаллов 27
11. Получение монокристаллов из расплава 28
Структура металлов и сплавов 30
12. Дендритные кристаллы 30
13. Затвердевание сплавов эвтектического типа 32
14. Структура эвтектики 35
15. Свойства эвтектических сплавов 37
16. Твердые растворы и металлические соединения 39
17. Законы образования промежуточных кристаллических фаз 42
18. Кристаллизация твердых растворов в состоянии равновесия 43
19. Внутрикристаллическая ликвация в чистых твердых растворах 44
20. Внутрикристаллическая ликвация в системах с ограниченным рядом твердых растворов 45
21. Вычисление внутрикристаллической ликвации 49
22. Ликвация в слитках 51
23. Нормальная и обратная ликвация в слитках 51
24. Теория ликвации в слитках 55
25. Ликвация по уд. весу 57
Газы и металлы 60
26. Металлы и элементарные газы 60
27. Растворимость различных газов в жидких металлах 61
28. Зависимость растворимости газов от давления 62
29. Металлы и сложные газы 63
30. Медь, кислород и водород 64
31. Определение растворенных газов 66
32. Происхождение газов в металлах 67
33. Пористость в литье 69
34. Пористость и механические свойства 73
35. Газовые пузыри в листовом материале 75
36. Газы и пористость 76
37. Газы и твердые металлы 79
Влияние малых количеств примесей 81
38. Определение понятия «малые количества примесей» 81
39. Чистые металлы 87

40. Эффективность малых количеств примесей 90
41. Металлы и неметаллы 90
42. Законы образования соединений между металлами и неметаллами . . . 91
43. Твердые растворы неметаллов в металлах 92
44. Шлаковые включения 93
45. Первичные кристаллы 96
46. Примеси в межкристаллических прослойках 97
47. Облагораживание силумина 98
48. Удаление примесей в процессе плавки 101
49. Плавление в вакууме 104
50. Обработка газами 105
51. Раскислители 105
52. Раскисление стали 107
53. Раскисление и дегазация меди 107
54. Обессеривание никеля 110
55. Компенсация вредного действия железа и титана в силумине 112
56. Прочие примеси, эффективно действующие при малых содержаниях . . 116
Термообработка литья 117
57. Отжиг и улучшение 117
58. Снятие напряжений 118
59. Гомогенизация литья 119
60. Высококачественное чугунное литье 123
61. Изменение формы кристаллов (Einformen) 124
62. Закалка слитков 126
63. Закалка фасонного литья 126
64. Улучшение фасонного литья 127

Б. Производство слитков

65. Изложницы 131
66. Литье в горизонтальные и вертикальные изложницы 132
67. Литье в изложницы для специальных целей 134
68. Изложницы с водяным охлаждением 134
69. Устранение усадочных раковин 135
70. Трещины в слитках 138
71. Структура и свойства литья 139
72. Литье меди 142
73. Центробежное литье 147

В. Фасонное литье

Различные способы литья 149
74. Фасонное литье и другие методы придания формы 149
75. Различные способы литья 151
76. Литье в землю 152
77. Конструктор и литейщик 153
78. Методы подвода металла в форму 154
79. Литье через промежуточную чашу 156
80. Процесс литья 157
81. Защитные покровы и обработка солями 157
82. Холодильники 158
83. Сплавы для кокильного литья 158
84. Кокиль для алюминиевого литья 160
85. Центробежное литье 163
86. Шприцлитье 164
Литейные свойства сплавов применяемых для фасонного литья 169
87. Определение литейных свойств 169
88. Способность сплава к заполнению формы и ее питанию 171
89. Способность различных сплавов к заполнению формы 173
90. Влияние загрязнений 175
91. Давление и литейные металлы 175
92. Вязкость 176
93. Поверхностное натяжение 176
94. Пустоты, возникающие при затвердевании 177

95. Определение содержания газа и наличия газовых пузырей в отливке . . 178
96. Непроницаемость 181
Трещины и напряжения 183
97. Трещины в фасонном литье 183
98. Горячие трещины 184
99. Испытание на горячеломкость 185
100. Склонность к образованию трещин и характер затвердевания сплавов . 186
101. Предупреждение горячих трещин 189
102. Усадка 192
103. Трещины вследствие напряжений и литейные напряжения 190
104. Определение литейных напряжений 193
105. Вычисление термических и остаточных напряжений в отливке . . . 194
Условия литья и механические свойства 196
106 Влияние способа подвода металла в форму при литье в землю 196
107. Влияние способа подвода металла в форму при кокильном литье . . . 199
108. Влияние способа литья 203
109. Влияние скорости затвердевания и охлаждения при кокильном литье . 205
110. Влияние литья в кокиль на улучшаемые сплавы 205
111. Влияние литья в кокиль в отдельных случаях 206
112. Влияние формы образца 206
113. Влияние толщины образца 207
114. Влияние температуры литья 210
Механические испытания литейных сплавов 212
115. Испытание образцов 212
116. Литье в землю и в кокиль 213
117. Форма образцов 214
118. Влияние поверхностных свойств 216
119. Необходимое число испытаний 216
120. Влияние условий испытания 217
121. Сопротивление разрыву и удлинение 218
122. Предел упругости и предел текучести 220
123. Испытания на сжатие 222
124. Испытания на изгиб 222
125. Испытание на кручение и на срез 223
126. Испытания на твердость 223
127. Испытания на усталость и предел усталости 224
128. Испытания на усталость при изгибе 229
129. Испытания на усталость при скручивании 235
130. Испытания на усталость с предварительным нагружением 236
131. Сопротивление ползучести при низких температурах 237
132. Чувствительность к надрезам и коррозии при длительных нагрузках . . 238
133. Испытания на усталость при ударной нагрузке 241
134. Испытания на удар образцов с надрезом 242
Особые свойства литейных сплавов 243
135. Механические свойства при умеренно высоких температурах 243
136. Сопротивление ползучести при высоких температурах 245
137. Сопротивление усталости при высоких температурах 246
138. Ускоренные испытания при высоких температурах 247
139. Устойчивость при высоких температурах 250
140. Механические свойства при низких температурах 251
141. Антифрикционные свойства 251
142. Прирабатываемость 252
143. Трение и теплообразование 252
144. Нагружаемость подшипниковых сплавов 253
145. Антифрикционные свойства при перегрузках 255
146. Испытания на изнашиваемость 255
147. Коррозия литья 258
Испытания и свойства отливок 260
148. Образцы и отливки 260
149. Образцы, отливаемые как одно целое с отливкой 262
150. Планки, отливаемые как одно целое с отливкой 263
151. Влияние литейной корки 264
152. Механические свойства отливок 265
153. Сопротивление усталости в отливках 269
154. Механические свойства в различных зонах отливки 270
155. Действие шлаков 274

156. Конструктор и свойства отливок 275
157. Отсутствие трещин и плотность 276
158. Рентгеновские исследования отливок 277
159. Литье из легких сплавов 281
160. Улучшаемое литье из легких сплавов 285
161. Принципы улучшения литейных сплавов 289
162. Поршни из легких сплавов 292
Приложение. Свойства важнейших элементов 296
Предметный указатель 302
Диаграммы состояний некоторых сплавов 303

ПРЕДИСЛОВИЕ К НЕМЕЦКОМУ ИЗДАНИЮ

Настоящий труд должен дать систематизированное изложение современных научных сведений по всему многообразию вопросов, с которыми сталкивается всякий специалист при практической работе с металлами и в первую очередь с металлами цветными. При этом я всячески стремился к тому, чтобы с исчерпывающей полнотой выбрать из обширной литературы по металловедению все то, что имеет практическое значение для металлургической техники. Многочисленные теоретические работы были мною использованы с той целью, чтобы способствовать непосредственному пониманию технических процессов.

В этой работе мне было трудно избежать особенно подробного изложения разделов, по которым я сам проводил опыты. Но так как в течение последних лет я имел случай поработать над многими цветными металлами и сплавами и зачастую познакомиться с ними чрезвычайно близко, то мне кажется, что большинство металлов и сплавов в этом труде нашло свое полное освещение. Все данные, которые могут помочь дальнейшей разработке тех или иных вопросов, а также указания на допущенные ошибки и неясности будут с благодарностью приняты.

Написание этого труда было вообще возможно только благодаря тому, что мое положение позволило мне вести совместную товарищескую работу с очень многими учеными и специалистами различных областей техники. Всем им, чьи имена названы в совместно напечатанных статьях, я в первую очередь приношу свою благодарность. Особенно я обязан д-ру Дорнауфу, уполномоченному по патентам (Patentanwalt), Гейне и д-ру Шойеру, которые читали корректуры книги и внесли многочисленные поправки и добавления. Я благодарю д-ра Штернера-Райнера за материалы к разделу «Поршни из легких металлов» и д-ра Маттэса, д-ра Рона и главного инженера Вундера за предоставление мне оригиналов нескольких рисунков.

Франкфурт на Майне,
сентябрь 1933 г.

Г. Закс

ВВЕДЕНИЕ

Изготовление металлических фабрикатов обычно проходит стадию литья, будь то фасонное литье, требующее небольшой окончательной обработки резанием, или отливка слитков исходного материала для дальнейшей обработки давлением. В отношении материала между фасонным литьем и литьем слитка нет принципиального различия. Требования, которые в обоих случаях предъявляются к отливке, одинаковы: хорошая плотность и высокие механические свойства, по возможности меньшее количество брака и отходов при литье и при дальнейшей обработке. Для качества литья при этом бо́льшая или меньшая сложность формы имеет сравнительно подчиненное значение, хотя в простой по очертаниям отливке достижение желаемых качеств, конечно, легче и надежнее. Однако успехи техники доказали, что и сложные фасонные отливки могут быть получены с весьма хорошими механическими свойствами, если для этого затрачено достаточно труда и внимания.

Искусство литья существует с давних пор, однако, познание закономерностей, управляющих литейными процессами, еще очень невелико. Большой прогресс в области изучения материалов, достигнутый в последние десятилетия, идет в основном в двух направлениях: с одной стороны, по линии выяснения основных законов металлического состояния, с другой стороны, по линии создания многочисленных новых сплавов, среди которых имеется ряд сплавов для литья. Тем не менее по сравнению с вопросами собственно материаловедения вопросы, связанные с исследованием и объяснением явлений, протекающих при плавке и литье, в общем отступают на задний план.

Вследствие этого мы и поныне очень мало знаем о взаимной связи факторов, влияющих на процесс литья. Мнения сходятся только в том, что свойства литья зависят от большого числа факторов. Какие из них являются определяющими в каждом отдельном случае и в какой связи они стоят по отношению друг к другу, до сих пор ускользает из сферы наших познаний. Кроме того даже в оценке простейших явлений мнения различных специалистов сильно расходятся.

В дальнейшем мы делаем попытку суммировать, руководствуясь некоторыми едиными принципами, наши современные знания в области литейных сплавов, но после вышесказанного становится ясно, что многие выводы нужно рассматривать скорее как субъективное мнение автора, чем как объективный результат основательного и фундаментального исследования. Однако в этой весьма зыбкой области, только граничащей с настоящей наукой, фантазия работающего в ней, не остана-

вливаемая тормозом знания законов физики, зачастую играет слишком большую роль. Очень трудно стать на какую-нибудь точку зрения по отношению к таким «теориям», хотя бы и содержащим в себе зерно истины, до тех пор пока систематические опыты не докажут их правильности. Высказывание недостаточно обоснованных мнений ослабляет и без того не слишком большое доверие практика к научным теориям. В последующем изложении мы поэтому будем избегать высказывать свою точку зрения на те взгляды, которые не подтверждены непосредственным опытом.

Однако не может быть никакого сомнения в том, что как раз эта область сложных и запутанных вопросов требует от того, кто хочет работать в ней с постоянным успехом, более глубоких научных знаний, чем многие другие. Конечно, не нужно забывать того, что литейщик-практик, постоянно работающий в этой области, часто накопляет большой, хотя и неупорядоченный запас знаний, которые до сих пор не могут быть заменены никакими научными теориями. Специалист-литейщик должен будет, однако, сделать из этого лишь тот вывод, что нужно избегать обобщений там, где не имеешь возможности учесть все факторы. С другой стороны, имеется ряд положений, которые могут быть приняты без оговорок, потому что они опираются на основные физические явления, и которые не в состоянии опровергнуть самый богатый практический опыт. Развитие во всех областях техники идет в том направлении, чтобы постепенно заменять кустарные приемы, основывающиеся на традиции, научно обоснованными методами. Таким образом для каждого желающего заниматься разрешением литейно-технических проблем будет обязательным приобретение основательного металловедческого образования. В этой области техническое развитие быстро шагает вперед, и то обстоятельство, что наука эта еще сравнительно молода, делает возможным ее дальнейший прогресс в самом ближайшем будущем.

А. ОБЩИЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ И ЗАТВЕРДЕВАНИИ

ОСНОВНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

1. Измерение температур в слитках и изложницах

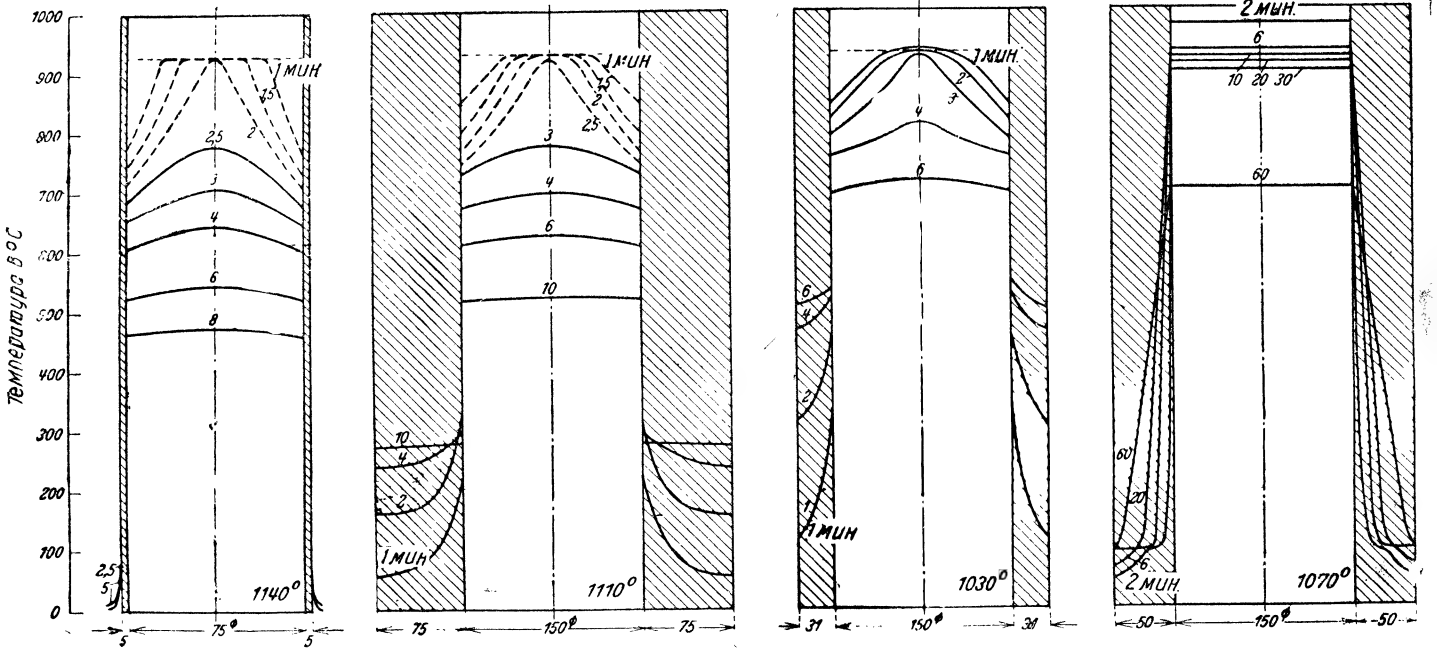
Свойства отливки определяются прежде всего температурными изменениями, которые претерпевает материал с момента, когда он поступает в форму в жидком состоянии, и до тех пор, пока затвердевшая отливка не достигает комнатной температуры. Факторы температурного состояния в процессе затвердевания, о которых мы имеем пока лишь весьма неполное представление, существенно влияют на химический состав, характер образования структуры во время затвердевания и на плотность отливки. Скорость охлаждения после затвердевания обусловливает изменения в твердом состоянии, которые в отдельных случаях, например в случае чугуна, могут быть весьма многообразными.

Распределение температур при литье и затвердевании исчерпывающе исследовано Ротом на слитках латуни с 63—72% Cu диаметром 150 *мм* при высоте 200 *мм* [1]. Исследования эти показывают (ср. фиг. 1—4), что процесс затвердевания в толстостенной чугунной изложнице и в медной изложнице с водяным охлаждением протекает почти одинаково. Однако в последней затвердевший слиток охлаждается значительно быстрее, так как тепло отводится водой, в то время как чугун может отдавать тепло воздуху лишь очень медленно. В тонкостенной чугунной изложнице период затвердевания металла несколько больше, а в земляной форме продолжительность его уже ощутительно велика [2]. В последнем случае относительно плохая теплопроводность земли обусловливает очень медленный отвод тепла. В табл. 1 приведены сравнительные данные о продолжительности затвердевания латуни при различных условиях. Относительно небольшой круглый слиток диаметром 75 *мм* потребовал для своего затвердевания в чугунной изложнице с толщиной стенки 50 *мм* около 0,7 мин., т. е. примерно четверть времени, необходимого для затвердевания круглого слитка диаметром 150 *мм*. Приблизительно то же время, что и 75-*мм* круглый слиток, потребовала для своего затвердевания плита толщиной 30 *мм*, отлитая в изложницу с водяным охлаждением.

---

[1] W. Roth, Diss. Aachen 1930; Z. f. Metallk. Bd. 25, 1933, S. 134—137.

[2] Ср. также M. L. V. Gayler, J. Inst. Metals, Vol. 44, London 1930, II p. 97—114.



Фиг. 1. Медная изложница с водяным охлаждением.

Фиг. 2. Толстостенная чугунная изложница.

Фиг. 3. Тонкостенная чугунная изложница.

Фиг. 4. Земляная форма.

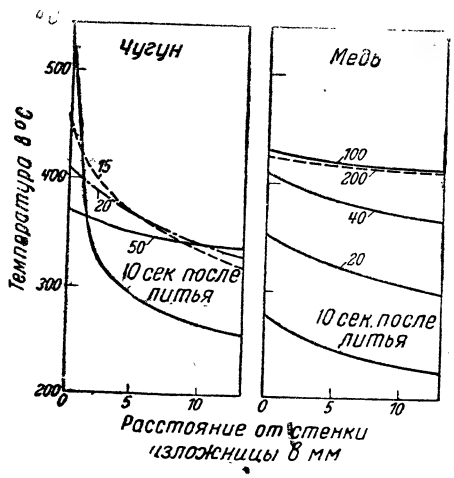
Фиг. 1—4. Распределение температур в слитках латуни с 70% Cu (Л70) при охлаждении в различных формах (по В. Роту).

Таблица 1

Продолжительность затвердевания круглых слитков латуни (диаметр 150 *мм*) в формах из различных материалов

Форма	Температура литья °С	Продолжительность затвердевания мин.
Медная изложница с водяным охлаждением с толщиной стенки 10 *мм*	950	1,8
	1140	2,1
	1185	2,5
Чугунная изложница с толщиной стенки 75 *мм*	1110	2,6
Чугунная изложница с толщиной стенки 31 *мм*	1030	3,1
Земляная форма с толщиной стенки 50 *мм*	1070	30,0

На этом основании мы можем заключить, что длительность затвердевания возрастает примерно пропорционально квадрату диаметра слитка. Для плоского слитка она почти в четыре раза больше, чем для круглого, при одинаковой толщине.



Фиг. 5 и 6. Распределение температур в изложницах из различных материалов (толщина стенки 25,4 *мм*) при охлаждении латунных плит (Л70); толщина стенки 25,4 *мм*; температура литья 1100° (по Бейли).

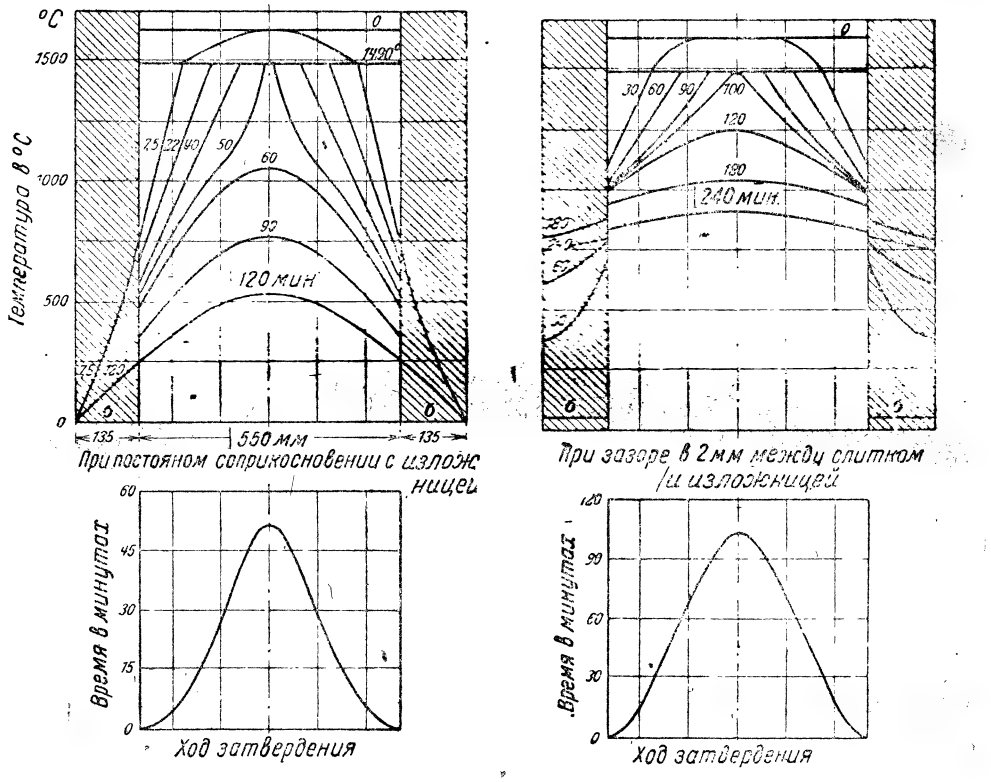
Кажется странным, что затвердевание в охлаждаемой изложнице происходит лишь немного быстрее, чем в чугунной. Это объясняется, однако, тем, что слиток, как правило, не соприкасается непосредственно со стенками изложницы, а отделен от них тонким слоем плохо проводящего материала (краски), применяемого для защиты изложницы.

Кроме того затвердевший поверхностный слой слитка отстает от стенок изложницы вследствие термического сжатия, свойственного всем материалам [1]. Воздух в образовавшемся зазоре является плохо проводящим слоем, и тепло передается от слитка к изложнице главным образом посредством излучения. В соответствии с этим степень фактического нагрева внутренних стенок изложницы может очень сильно зависеть от условий работы. В опытах Бейли (Bailey), результаты которого иллюстрируются фиг. 5 и 6, температуры получались значительно более высокими, чем у Рота. При более тесном контакте между формой и слитком преимущества материала формы с более высокой теплопроводностью становятся более очевидными, так как в этом случае распределение тепла в стенках изложницы оказывается более равномерным и отсутствуют слишком высокие температуры, вредные для изложницы.

[1] B. Matuschka. Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2. 1928/29. S. 405—413.

2. Подсчет распределения температур

Был сделан ряд попыток выразить численно температурные соотношения в затвердевающих и остывающих слитках [1]. Но даже в применении к наиболее простым формам, например для плоского и круглого слитков, задача эта не получила еще полного разрешения. Это в особенности осложняется вследствие выделения тепла при затвердевании.



Фиг. 7 и 8. Вычисленное распределение температуры в стальных слитках и изложницах в различные моменты времени после литья при 1620° (по Шварцу).

Пользуясь, однако, некоторыми допущениями, можно получить близкую к действительности количественную картину распределения температур как в слитке, так и в изложнице (ср. фиг. 7 и 8). Установлено, что при условии немедленного отставания слитка от стенок изложницы для затвердевания требуется вдвое больше времени, чем при соприкосновении между слитком и изложницей. Кроме того в первом случае охлаждение после затвердевания протекает значительно медленнее. Сравнение с фактическими измерениями Рота (см. фиг. 2 и 3) по-

[1] S. Saito, Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 10, 1921, p. 305; A. L. Feild, Trans. Amer. Soc. Stl. Treat., v. II, 1921, p. 264—276, 339—340; N. M. H. Lightfoot, J. Iron Steel Inst., v. 119, 1929, p. 364—376; W. Roth, Diss. Aachen, 1930, K. Schmidt, Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld., Bd. 12, 1930, S. 323—342; H. Schwarz, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 5, 1931/32, S. 139—148, 177—191.

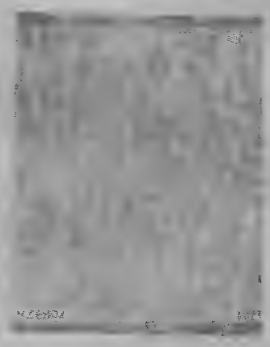
казывает, что вычисления, сделанные с учетом [illegible] близки к действительным значениям.

Из этих вычислений можно сделать вывод (см. фиг. 7 в [illegible] низу), что в обоих случаях расплав затвердевший при постоянной температуре, вначале очень быстро образует тонкий твердый слой, затем затвердевание идет примерно с постоянной скоростью, распространяясь внутрь, и, наконец, вблизи оси слитка опять ускоряется. Далее на фиг. 1 и 2 видно, что расплав остается при температуре затвердевания сравнительно долго только в середине слитка, обнаруживая, следовательно, температурную остановку. Наоборот, затвердевание наружных слоев слитка протекает без такой остановки, что совпадает с данными Шюца [1].

3. Тепловой поток и образование структуры

На образование структуры в отливке сильное влияние оказывает направление возникающего при затвердевании теплового потока. Почти во всех отливках, как это видно, например, на протравленном шлифе

Фиг. 9. Структура в сечении медного вайербарса. Травление HNO_3. 0,5.

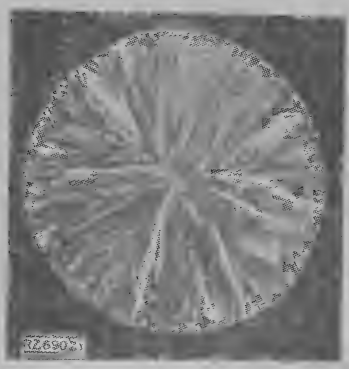


Фиг. 10. Структура быстро затвердевшей цинковой плиты. Травление $CuCl_2 + HCl$.

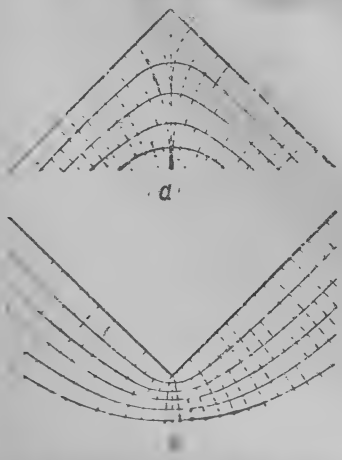
[illegible] заготовки для проволоки (фиг. 9), наблюдаются в большем или меньшем количестве длинные столбчатые кристаллы. Продольное направление их является, очевидно, направлением их роста, которое совпадает с направлением отвода тепла. Последнее в свою очередь всегда [illegible] поверхности затвердевания.

В [illegible] или в длинном круглом слитке направление [illegible] частей, повидимому, перпендикулярно [illegible] [illegible] скорость [illegible] [illegible] [illegible]

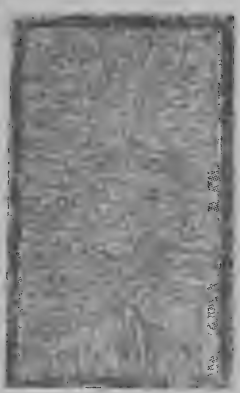
В отливке сложной формы направление роста столбчатых кристаллов не удается проследить с самого начала. Выступающий угол отливки может отдавать тепло по двум направлениям. Поэтому вполне возможно, что в этом месте, как наглядно иллюстрирует фиг. 12, *а*, затвердевание



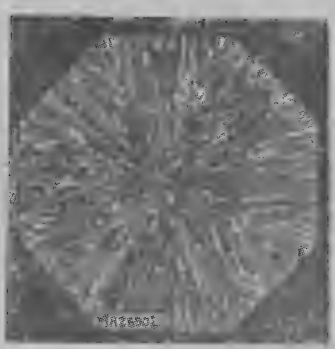
Фиг. 11. Структура быстро затвердевшего цинкового слитка. × 2



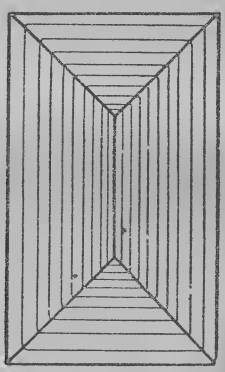
Фиг. 12. Схематическое изображение затвердевания и роста столбчатых кристаллов в сечении с выступающего *а* и входящего *в* угла при ускоренном *а* и замедленном *в* тепловом потоке.



Фиг. 13. Кровлеобразная картина структуры быстро затвердевшего цинкового слитка прямоугольного сечения. × 2



Фиг. 14. Кровлеобразная картина структуры быстро затвердевшего цинкового слитка восьмиугольного сечения. × 2

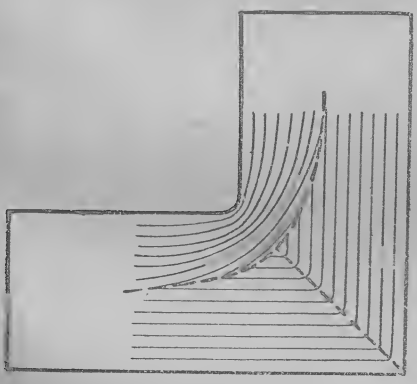


Фиг. 15. Процесс затвердевания в слитке прямоугольного сечения.

пойдет быстрее, чем в некотором отдалении от него. В результате этого кристаллы, образующиеся в углу формы, при своем росте будут искривляться внутрь. С другой стороны, в случае входящего угла (фиг. 12,*в*) отвод тепла был бы затруднен, затвердевание протекало бы тогда относительно медленно, и кристаллы опять-таки изгибались бы внутрь.

Опыты с цинковыми слитками различных сечений показали (фиг. 13 и 14), что при резком охлаждении (изложница с водяным охлаждением) столбчатые кристаллы как в выступающих, так и в слабо входящих углах вырастают точно перпендикулярно стенкам формы [1]. Вследствие этого, как известно из практики литья слитков, макроструктура разделяется на несколько отдельных участков, разграниченных линиями

Фиг. 16. Структура цинкового слитка уголкового сечения. × 2



Фиг. 17. Процесс затвердевания в слитке уголкового сечения.

Фиг. 18. Структура цинкового слитка, отлитого в керамиковую форму (по Бауэру и Цункеру). × 3/4

раздела, выходящих из углов слитка. Такой вид структуры подобен фигуре, которую имела бы (в плане) четырех- или восьмискатная кровля, помещенная над поперечным сечением слитка. Плоскости, соответствующие ребрам этой фигуры, условно обозначаются нами на фигуре в виде линий, которые всегда проходят перпендикулярно направлению роста кристаллов. Эти линии в подобных случаях

[1] v. Göler Frhl. [illegible]; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1929. [illegible]

сдвигаются по мере затвердевания параллельно стенкам изложницы, как это показывает фиг. 15.

При входящих углах замедленный отвод тепла обнаруживается, наоборот, даже при самом резком охлаждении (фиг. 16). В этом случае кристаллы растут искривленными внутрь. Составленная в соответствии с этим схема затвердевания (фиг. 17) явно обнаруживает действие замедленного охлаждения внутри огибающего угол сечения.

При более слабом охлаждающем действии формы, т. е. когда последняя изготовлена из плохо проводящего тепло, например керамического[1], материала, направление отвода тепла не будет перпендикулярным стенке формы даже при выступающих углах. В таком случае в структуре слитка (фиг. 18) уже нельзя различить линий раздела.

4. Усадка

С температурными изменениями, происходящими в слитке, неразрывно связаны изменения его объема и размеров. При переходе горячего расплава в твердое состояние имеет место, как правило, уменьшение удельного объема. Процесс этот распадается на три стадии: усадка в жидком состоянии при охлаждении от температуры литья до температуры затвердевания, **усадка при затвердевании** в период перехода из жидкого в твердое состояние **и усадка в твердом состоянии.**

Усадка сплава в жидком состоянии не имеет особого значения. Она проявляется в небольшом понижении зеркала жидкого металла и на процесс затвердевания влияния не оказывает. Напротив, усадка при затвердевании сильно сказывается на свойствах отливки. Для большинства металлов усадка лежит в пределах 2,5 и 6,5%[2], как это видно из табл. 2.

Таблица 2

Усадка при затвердевании чистых металлов

Металл	Усадка при затвердевании %	Металл	Усадка при затвердевании %	Металл	Усадка при затвердевании %
Алюминий .	6,45	Магний . .	2,5	Ртуть . .	3,75
Висмут . .	— 3,4	Марганец .	1,7	Свинец . .	3,6
Золото . .	5,2	Медь . . .	4,05	Серебро .	5,0
Кадмий . .	4,7	Натрий .	2,5	Сурьма . .	— 0,95
Калий . . .	2,8	Олово . .	2,9	Цинк . . .	4,5

У легкоплавких сплавов (см. табл. 3) усадка может быть значительно ниже.

Из сказанного следует, что затвердевший металл должен занимать меньший объем, чем равное по весу количество расплава.

В теле любого сечения, окруженном со всех сторон одинаковым материалом формы, затвердевание начинается от стенок формы, посте-

[1] O. Bauer u. P. Zunker, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1930, Sonderheft 10, S. 3—26.

[2] I. D. Edwards u. T. A. Moormann, Chem. metallurg. Engng. v. 27, 1921, p. 61—64; H. Endo, J. Inst. Met., v. 30, London, 1923, p. 121—138; Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 18, 1929, p. 193—218; J. Matuyama, Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 17, 1928, p. 1—25, v. 18, 1929, p. 733—736; W. E. Goodrich, Trans. Faraday Soc., v. 25, 1929, p. 531—569.

Таблица 3

Усадка при затвердевании легкоплавких металлов

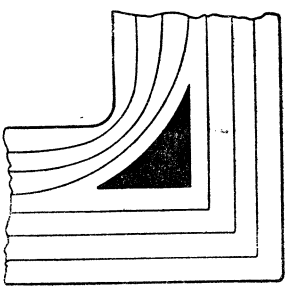
Сплав	Усадка при затвердевании %	Сплав	Усадка при затвердевании %	Сплав	Усадка при затвердевании %
95% Sn, 5% Pb	2,9	95% Pb, 5% Sb	3,2		
80% Sn, 20% Pb	2,7	92% Pb, 8% Sb	2,9		
63% Sn, 37% Pb	2,4	87% Pb, 13% Sb	2,15	92% Zn, 3% Cu, 5% Sn	5,8
50% Sn, 50% Pb	2,3				
35% Sn, 65% Pb	2,5	85% Pb, 15% Sb	2,4	87% Zn, 3% Cu, 10% Sn	7,3
20% Sn, 80% Pb	2,0	84% Pb, 16% Sb	2,15		
		80% Pb, 20% Sb	2,1	90,5% Zn, 4,5% Cu, 5% Al	3,7
50% Sn, 50% Bi	0,2	75% Pb, 25% Sb	1,8		
42% Sn, 58% Bi	0,8	90,6% Sn, 7,9% Sb, 1,5% Cu	2,7	92% Pb, 4% Sb, 4% Sn	2,6
20% Sn, 80% Bi	0	89,7% Sn, 7,8% Sb, 2,5% Cu	2,8	50% Pb, 25% Sb, 25% Sn	1,2
		88% Sn, 7,7% Sb, 3,5% Cu	3,0	76—84% Pb, 16—12% Sb, 8—4% Sn, 0—0,5% Cu	2,05
95% Sn, 5% Sb	2,8	87,9% Sn, 7,6% Sb, 4,5% Cu	3,4		
92% Sn, 8% Sb	2,65	85% Sn, 10% Sb, 5% Pb	2,6		
88% Sn, 12% Sb	2,2	80% Sn, 10% Sb, 10% Pb	2,6		
85% Sn, 15% Sb	1,9	70% Sn, 10% Sb, 20% Pb	2,3		
		60% Sn, 10% Sb, 30% Pb	2,2		
90% Sn, 10% Zn	2,6				

пенно распространяясь внутрь. Вследствие этого у стенок формы в самом начале выкристаллизовывается тонкая затвердевшая корка, которая несмотря на усадку при затвердевании приобретает контуры и размеры формы. Усадку в различных зонах отливки трудно проследить в период затвердевания; достаточно, однако, рассмотреть конечное состояние отливки после полного охлаждения. Внешние размеры отливки могут отличаться от внутренних размеров формы максимум на величину усадки в твердом состоянии. Внутренняя же часть отливки претерпевает кроме того усадку при затвердевании, вследствие которой должны образоваться внутренние пустоты соответствующего усадке объема, т. е. приблизительно от 3 до 6% от общего объема отливки.

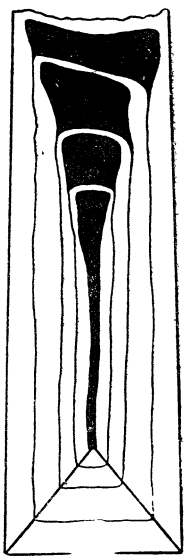
Сделанное здесь допущение о всесторонне замкнутом пространстве при фасонном литье очень часто осуществляется на практике. В таком случае неизбежно появление в данном объеме пустот, составляющих до 3—6% (от объема). Исключением является редкий случай, когда материал не усаживается, а расширяется. При затвердевании расширяются только висмут и сурьма (ср. табл. 2), в твердом же состоянии расширение наблюдается весьма редко при процессах превращения. Помимо этого, отливка может получиться плотной еще лишь в двух случаях: 1) если затвердевшая корка прогибается под давлением воздуха, что свойственно некоторым сплавам, или 2) если сплошность затвердевшей корки нарушается. **В технике литейного дела это является важнейшим мероприятием для устранения пустот в отливках.**

5. Усадочные раковины

При обычных условиях затвердевание металла происходит слоями от наружных частей отливки внутрь, как это показано, например, на фиг. 19 для поперечного сечения угловой части слитка. Если затвердевающая корка получается плотной, как это обычно для многих технических сплавов, то часть объема (3—6%) отливки, затвердевающая последней, не будет заполнена металлом. В результате в этом месте возникает (ср. фиг. 19) большая раковина. Подобные, так называемые усадочные, раковины очень часто обнаруживаются при фасонном литье в местах значительных скоплений металла. Так как расплав затвердевает в первую очередь в более тонких сечениях, то в более массивных соседних участках создаются благоприятные условия для образования усадочных раковин. Положение и форму усадочной раковины можно приблизительно предвидеть в соответствии со схемой, приведенной в разделе 3, как это и представлено, например, на фиг. 19 для поперечного сечения угла слитка.



Фиг. 19. Образование усадочной раковины в угловом сечении.



Фиг. 20. Образование усадочной раковины в слитке. Линиями показан ход затвердевания в различных стадиях, соответствующих одинаковым промежуткам времени.

При отливке призматических или цилиндрических слитков верхняя плоскость слитка соприкасается не со стенками формы, а с воздухом. Вследствие этого охлаждение открытой поверхности происходит значительно медленнее, чем охлаждение металла, соприкасающегося со стенками формы. В этом случае у поверхности образуется очень тонкая затвердевающая корка, которая легко пробивается. Доливкой жидкого металла или обогревом верхней части слитка можно даже вовсе устранить образование корки.

Фиг. 21. [illegible] тивы) обр[illegible] никелевых [illegible] ными усадоч[illegible] ми. [illegible]

Процесс затвердевания в этом случае происходит обычно так, как это изображено на фиг. 20. По мере утолщения затвердевающей корки уменьшается объем остающегося жидкого металла, вследствие чего уровень его соответственно понижается. Так происходит образование общеизвестных воронкообразных усадочных раковин, которые часто весьма своеобразно прерываются затвердевшими поверхностными корками («мостами»)[1] (фиг. 20)[2]. В тонких плитах могут возникнуть узкие, нитеобразные усадочные раковины (Fadenlunker), проникающие глубоко внутрь отливки. Подобные усадочные раковины показаны на рентгеновских снимках пластин, вырезанных из никелевых плит (фиг. 21).

Все вышесказанное относится лишь к тем материалам, которые затвердевают с образованием плотной корки. Однако и в этом случае усадочные раковины образуются не всегда. Длительный период затвердевания и значительное содержание газа в расплаве могут частично или даже полностью воспрепятствовать их образованию.

Зависимость образования усадочных раковин от характера сплава освещена в нескольких работах Эдвардса и Гаммона, [illegible] исследованию медно-[illegible][3]. По данным этих [illegible] алюминий образует [illegible], равную по объему [illegible], что с учетом по[illegible]ность опыта соответ[illegible] затвердевании, соста-

[1] „Мосты" — тер[illegible] ческих заводов Союза. *Ред.*

[2] A. W. Brearl[illegible] Kokillen, Berlin 1926.

[3] J. D. Edwards [illegible] metallurg. Engng., v. 24, 1929, p. 338—340.

вляющей 6,5% по табл. 2. Разницу следует отнести, повидимому, за счет усадки в жидком состоянии. С повышением содержания меди в сплаве тенденция к образованию усадочных раковин быстро уменьшается. При 4% Cu усадочная раковина составляет всего лишь 4,5%, при 8% Cu — 3,8%, при 10% Cu — 3,2% и при 12% Cu — 3,1%. При эвтектическом составе сплава (31% Cu) усадочная раковина вновь увеличивается в объеме, достигая 5,8%, что соответствует нормальной усадке при затвердевании.

По исследованиям Бауэра и Цункера форма и величина усадочных раковин в цинке зависят также от условий литья. Усадочная раковина проникает внутрь отливки тем глубже, чем выше температура литья и кокиля[1]. Аналогично изменяется и объем усадочной раковины, но в весьма малой степени. При очень медленном литье объем усадочной раковины может быть значительно уменьшен. Подобная зависимость объема усадочной раковины от условий литья связана в первую очередь с тем, что и температурное состояние определяется теми же условиями. Если литье производится настолько медленно, что значительная часть расплава успевает затвердеть в процессе самого литья, то усадка при затвердевании компенсируется поступающими непрерывно порциями жидкого расплава во время заполнения формы.

Усадочная раковина образуется, следовательно, лишь в местах, затвердевающих последними.

Длительность затвердевания весьма различна для различных сплавов. Сталь, например, затвердевает гораздо медленнее меди[2]. Это объясняется, очевидно, тем, что отношение теплопроводностей этих металлов в жидком состоянии, определяющих тепловой поток, приблизительно то же, что и в твердом.

6. Макроструктура

Свойства отливки определяются прежде всего ее структурой. В жидком состоянии сплав обычно представляет собой однородное вещество, затягивающееся, правда, с поверхности при соприкосновении с воздухом каким-либо другим жидким или твердым покровом, но само по себе содержащее лишь небольшое количество включений. Затвердевшая отливка состоит из многочисленных мелких кристаллитов, форма и расположение которых могут оказывать значительное влияние на ее свойства. Один и тот же сплав может обнаруживать весьма различные свойства в зависимости от структуры, определяемой этими кристаллитами.

Наипростейший мыслимый случай соответствует состоянию, при котором все эти кристаллиты были бы однородны, как этого можно ожидать для химически чистого металла. Подобный случай практически почти не имеет значения, так как все технические металлы содержат посторонние элементы, иногда, впрочем, в исчезающе малых количествах. Но как раз многие металлы и сплавы в литом состоянии весьма чувствительны к некоторым из таких примесей, причем последние оказывают часто очень сильное влияние на их структуру. На влиянии подобных примесей мы подробно остановимся в дальнейшем.

---

[1] O. Bauer u. P. Zunker, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1930, Sonderheft 10, S. 3—26.

[2] R. Genders, J. Inst. Met., v. 35, London 1926, I, p. 259—293.

Здесь же на простейшем примере мы должны будем выяснить, насколько различна может быть структура металла, принимаемого нами за практически чистый, и какое влияние это обстоятельство оказывает на свойства отливки. Этот вопрос имеет значение также и для сложных сплавов. Если рассматривать структуру сплава при малом увеличении после соответствующего травления, т. е. так называемую макроструктуру, то на первый взгляд кажется странным, что она часто оказывается совершенно сходной с макроструктурой чистого металла (ср. фиг. 43). Законы, регулирующие образование структуры чистых металлов, доминируют в известном смысле также и в случае сложных сплавов. Образование структуры, зависящее от характера сплава, проявляется обычно менее резко; микроструктура сплавов может быть поэтому очень различной, хотя бы макроструктура их и выглядела внешне одинаково.

Значение макроструктуры для свойств сплава еще очень неясно. Необычная, часто самая различная макроструктура, обнаруживаемая при травлении шлифов слитков, заставляет нередко придавать ей большое значение.

Тщательные исследования показывают, однако, что различия в макроструктуре во многих случаях не сказываются существенно на свойствах литья[1]. В других случаях, однако, изменения макроструктуры сопровождаются такими изменениями в строении, которые, будучи неразличимыми, оказывают на свойства большее влияние, чем макроструктура как таковая.

7. Полиэдрические и столбчатые кристаллы

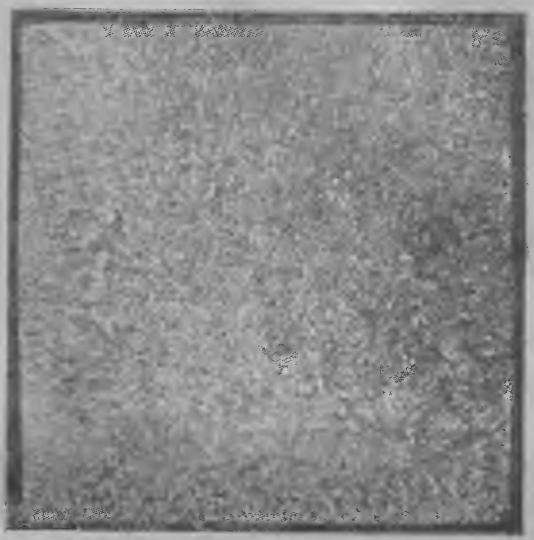
Макроструктура любого металла и сплава может очень сильно изменяться в зависимости от условий затвердевания. В подавляющем большинстве случаев в структуре обнаруживаются как столбчатые кристаллы (ср. фиг. 9), уже известные нам из раздела 3, так и полиэдрические, размеры которых примерно одинаковы во всех направлениях. Однако при более тщательном наблюдении часто оказывается, что они также несколько вытянуты в направлении теплового потока. Тем не менее различие формы столбчатых и полиэдрических кристаллов выражено обычно весьма резко.

При известных условиях литья эти две предельные формы кристаллитов — полиэдрическая и столбчатая — развиваются в чистом виде. Равномерная тонкозернистая структура, показанная на фиг. 22 для слитка алюминия, получается почти всегда, если температура литья довольно близка к температуре затвердевания (ср. также фиг. 170, стр. 139). Такая структура считается особенно благоприятной для качества отливки. Очень низкая температура литья рекомендуется обычно в тех случаях, когда образование столбчатых кристаллов может вызвать какие-либо осложнения. Однако в производстве по техническим причинам часто невозможно держать столь низкую температуру литья. Тем не менее на практике приходится все чаще и чаще сталкиваться с этой необходимостью, например при производстве заготовок для медной проволоки, цинковых плит для изготовления элементных листов и т. д.

Весьма часты также отливки, структура которых состоит в основном из столбчатых кристаллов. Подобная макроструктура имеет место

[1] K. Kühnel, Z. f. Metallk., Bd. 18, 1926, S. 273—278. 306—311.

в отливках, подвергнутых резкому охлаждению, например в цинковых образцах (см. фиг. 10—14). С другой стороны, можно искусственно выращивать столбчатые кристаллы, применяя очень медленное одностороннее охлаждение. Условия возникновения резко выраженных столбчатых кристаллов в производственных отливках до сих пор остаются еще невыясненными [1]. Наличие их часто оказывается вредным при дальнейшей обработке, особенно если они достигают очень больших размеров [2] вследствие высокой температуры литья. В литых цинковых плитах столбчатость кристаллов неблагоприятно сказывается также на устойчивости сплава против коррозии. Причину этого следует искать не в свойствах крупных кристаллов, а в том, что загрязнения и газы собираются обычно по границам зерен. Поэтому в отливке, состоящей из крупных столбчатых кристаллов, почти плоские поверхности раздела между кристаллитами являются местами наибольшей слабины (ср. раздел 3). В случае же особо чистых материалов почти не имеет значения, состоит ли структура из мелких полиэдрических или из крупных столбчатых кристаллов.



Фиг. 22. Структура алюминиевого слитка квадратного сечения. × 2/3

8. Образование макроструктуры

При более тщательном изучении макроскопической картины оказывается, что она слагается из нескольких резко разграниченных зон. У наружной зоны кристаллы обычно относительно мелки.

Из этого слоя мелких кристаллов, который часто лишь намечается, вырастают столбчатые кристаллы. Вначале они примерно той же ширины, что и мелкие кристаллы наружной зоны, затем постепенно уширяются, причем одни оттесняются другими. Наконец, вместо них вновь могут внезапно появляться полиэдрические кристаллы, которые иногда опять-таки переходят в столбчатые, доходящие до линий раздела.

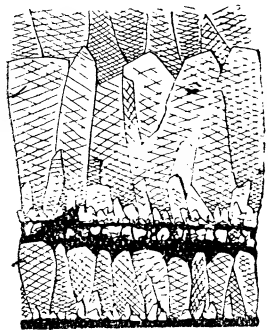
Такая картина макроструктуры позволяет отметить те кристаллографические процессы, которые привели к ее образованию [3]. То же явление имеет место, однако, не только при кристаллизации из расплава, но и из водного раствора. Картина естественно сложившейся ми-

[1] Ср. R. Genders, J. Inst. Met., v. 35, London 1926 I, p. 259—293; G. Masing, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 282—286.

[2] A. W. Brearley u. H. Brearley, Blöcke und Kokillen, Berlin 1926; F. Leitner, Stahl u. Eisen, Bd. 46, 1926, S. 525—533, 629—631.

[3] E. Seidl u. E. Schiebold, Z. f. Metallk., Bd. 17, 1925, S. 221—226, 283—288, 320—328, 365—368, Bd. 18, 1926, S. 241—246, 315—321, 343—346; Mitt. Mat.-Prüf.-Amt, Berlin-Dahlem 1926, Sonderheft 2, S. 127—173, 1927, Sonderheft 3, S. 42—67.

неральной породы, изображенной на фиг. 23 (по исследованиям Зандера (Sander) и его школы)[1], облегчает нам понимание процесса кристаллизации, происходящего в расплаве. В этом случае возникает сначала слой мелких кристаллов, из которых некоторые развиваются в дальнейшем в столбчатые. Часть из них уширяется за счет других. Внезапно их рост прекращается, так как этому препятствует образующийся слой загрязнений. Затем цикл кристаллообразования повторяется.



Фиг. 23. Кристаллизация естественно образовавшейся из раствора минеральной породы (кальцита) (по Шмидеггу).

В отливке рост столбчатых кристаллов прерывается, по всей вероятности, не вследствие влияния загрязнений, но вследствие температурных условий. Какой термический фактор, является, однако, решающим для роста столбчатых или полиэдрических кристаллов, до сих пор остается совершенно невыясненным. Температурное состояние отливки является сложным комплексом факторов. В качестве одного из них мы можем рассматривать температурные изменения в одном определенном месте, в качестве второго — скорость распространения температуры затвердевания (ср. фиг. 7 и 8). Образование столбчатых кристаллов определяется, вероятно, этим последним фактором. Не выяснено, однако, должна ли скорость для этого быть малой или большой. С одной стороны, можно допустить, что столбчатые кристаллы не образуются, если затвердевание протекает чрезвычайно быстро. С другой, может также случиться, что при слишком медленном развитии затвердевающего слоя будут образовываться местные новые зародыши, которые не могут служить центрами кристаллизации для столбчатых кристаллов.

9. Текстура литья

В каждом случае кристаллографические факторы играют в затвердевании расплава решающую роль. Образующиеся в отливке кристаллы, кристаллическая природа которых проявляется не в их внешней форме, а в векториальности их свойств, не располагаются беспорядочно. Наоборот, направление их основных кристаллографических элементов (в гексагональном кристаллическом цинке — плоскость базиса, в металлах с кубической решеткой — ребро куба) совпадает, как показывают рентгенографические исследования, с направлением теплового потока[2]. Поверхность излома зерен в цинковой отливке, являющаяся одновременно базисом решетки, всегда поэтому окажется почти перпендикулярной поверхности отливки.

Столбчатые кристаллы, в особенности когда они сильно развиты, ориентируются при этом правильнее, чем полиэдрические. Однако и эти последние могут быть хорошо ориентированными, как показали, на-

[1] O. Schmidegg. Jb. geol. Bundesanst. Bd. 78, 1928, S. 1—52.

[2] G. Tammann u. H. H. Meyer. Z. f. Metallk., Bd. 18, 1926, S. 176—181, 339—342; G. Tammann u. A. Heinzel. Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 338—341; F. C. Nix u. E. Schmidt. Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 286—292; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf. Anst., 1930, Sonderheft 10, S. 79—87.

пример, наши исследования на цинковом литье. Следовательно, кристаллы, образующиеся из расплава, реагируют на тепловой поток таким образом, что или они возникают уже направленными параллельно ему своими основными кристаллографическими элементами или в этом же направлении поворачиваются образующиеся вновь зародыши. Образование столбчатых кристаллов и преимущественный рост тех из них, которые особенно хорошо ориентированы, объясняется тем, что укладка новых кристаллических частиц происходит главным образом в этом направлении. У менее благоприятно ориентированных кристаллов направление максимальной скорости роста наклонно к стенкам формы, и поэтому рост их будет останавливаться кристаллами, растущими перпендикулярно стенкам.

10. Образование зародышей и рост кристаллов

В настоящее время мы имеем достаточно ясное представление о физических процессах, протекающих при образовании кристаллов.

В соответствии с представлением Таммана о процессе кристаллизации последняя начинается в каком-либо одном месте таким образом, что при некотором переохлаждении ниже точки плавления несколько встретившихся атомов, объединяясь, образуют жизнеспособный кристаллический зародыш. Последний растет затем в данном объеме с известной скоростью кристаллизации. Число зародышей, возникающих в единицу времени в единице объема, и скорость кристаллизации являются функциями температуры переохлаждения. Обе эти функции в случае солей с увеличением степени переохлаждения вначале вырастают, а затем падают. Для некоторых материалов, в особенности для силикатов (стекол), представляется возможным перейти при быстром охлаждении область больших скоростей кристаллизации. В этом случае сохраняется беспорядочное аморфное состояние жидкости: образуется стекловидное вещество, т. е. вещество, находящееся в переохлажденно-жидком состоянии.

По отношению к металлам справедливость представлений Таммана долгое время оставалась сомнительной. Однако в последнее время Ланге[1] на примере различных металлов удалось доказать, что и в данном случае возможно переохлаждение, доходящее до 14°, и что число зародышей возрастает со степенью переохлаждения. В опытах Ланге трубочки с жидким оловом, свинцом и цинком помещались в ванны с определенной температурой. Оказалось, что кристаллизация в них наступала значительно позднее момента достижения температуры затвердевания и в совершенно различное время в разных трубочках. При этом чем ниже была температура, тем в большем числе трубочек затвердевал металл в единицу времени, что соответствует представлению Таммана о зависимости числа зародышей при кристаллизации от температуры.

Согласно воззрениям Таммана число зародышей и скорость кристаллизации определяют величину зерна в отливке. Однако вычисление величины зерна для каждого отдельного случая на основе этих общих представлений является до сих пор невозможным вследствие неопределенности возникающего переохлаждения.

Образование лучистых кристаллов нужно представлять себе таким образом, что при этом не возникает новых самостоятельных зародышей.

[1] A. Lange, Z. f. Metallk., Bd. 23, 1931, S. 165—171.

а они располагаются на самом растущем кристалле. Что кристаллы оказывают на такие зародыши, плавающие в расплаве, ориентирующее действие, является весьма вероятным. Между атомами кристаллов возникают электрические силы, действие которых распространяется за границы кристаллов на несколько атомных расстояний. С другой стороны, известно, что механическим воздействием, например путем встряхивания, или воздействием электрических сил можно стимулировать возникновение самостоятельных зародышей, в результате чего кристаллы становятся мельче и округленнее.

Внутренние законы кристаллизации, управляющие образованием хорошо развитых кристаллографических форм, открыты лишь недавно Косселем и Странским[1]. Соответственно этим законам при укладке новых частиц на растущем кристалле электрические силы развивают различные количества энергии в зависимости от того, в каких местах происходит укладка. Последняя будет происходить преимущественно там, где господствуют наиболее значительные силы притяжения и где освобождаются наибольшие количества энергии. Так как частицы, наслаивающиеся на кристалл, хотя и удерживаются этим последним, но все же вначале подвижны относительно его поверхности, то они будут укладываться там, где на них воздействуют наибольшие силы. На основе изложенного представления можно вычислить, например, что кристалл каменной соли должен обладать кубической формой, что полностью согласуется с наблюдением. Правда, для металлических кристаллов такое вычисление пока неосуществимо, так как мы до сих пор не имеем достаточно ясного представления о сущности тех сил, под влиянием которых металлы удерживаются в кристаллической решетке[2].

11. Получение монокристаллов из расплава

Отдельные кристаллы в отливке оказываются тем крупнее, чем медленнее происходит затвердевание. Если охлаждение при этом односторонне, то в отливке могут возникать очень крупные столбчатые кристаллы.

Поэтому, как уже давно указывал Тамманн, таким путем можно получить отливку в виде монокристалла[3]. На фиг. 24 показана установка для получения таких монокристаллов различных металлов и сплавов. При этом способе подвесной трубчатый тигель из угля, глины и т. п. с расплавом медленно проходит через печь, которая нагрета примерно на 100° выше температуры плавления сплава.

---

[1] W. Kossel, Naturwiss., Bd. 18, 1930, S. 901—910; Metallwirtschaft, Bd. 8 1929, S. 877—881; J. N. Stranski, Z. f. physik. Chem., Bd. 136, 1928, S. 259—278; Abt. B., Bd. 17, 1932, S. 127—154; Z. f. Elektrochem., Bd. 36, 1929, S. 25—26; J. N. Stranski u. L. Kaischew, Z. f. physik. Chem., Bd. 78, 1931, S. 373—385; J. N. Stranski u. L. Krastanow, Z. f. Kristallogr., Bd. 83, 1932, S. 155—156. M. Straumanis, Z. f. physik. Chem., Abt. B. Bd. 13, 1931, S. 316—337, Bd. 19, 1932. S. 63—75.

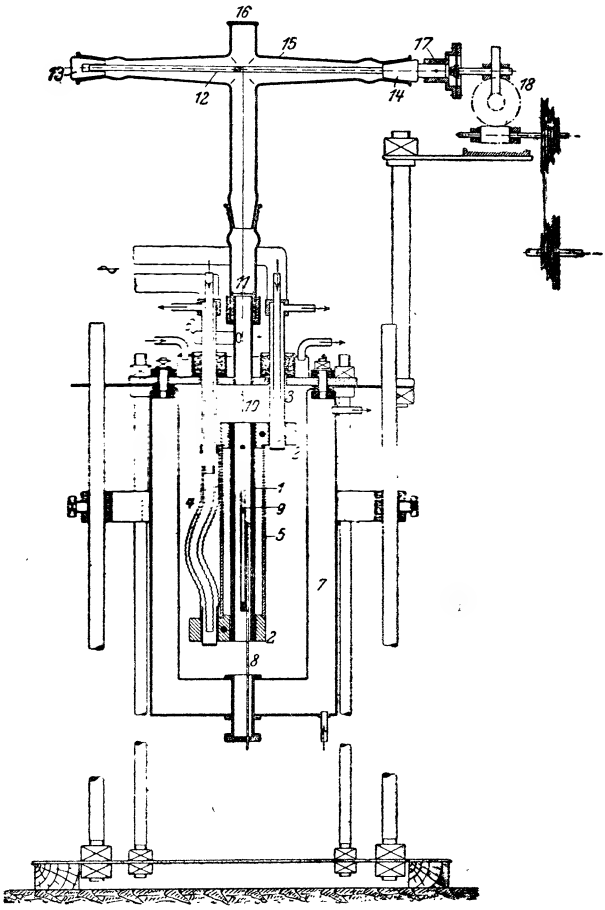
[2] Попытку в этом направлении см. H. S. Taylor, H. Eyring, A. Sherman, J. Chem. Physics, v. I, 1933, p. 68—76.

[3] G. Tammann, Lehrbuch der Metallographie, 3. Aufl., S. 16; P. W. Bridgman, Proc. Nat. Acad. Amer., v. 10, 1924, p. 411—415; v. 11, 1925, p. 609—612; Proc. Amer. Acad. Arts Sci., v. 60, 1925, p. 306—333, v. 61, 1926, p. 101—134; G. Sachs u. J. Weerts, Z. Phys., Bd. 62, 1930, S. 473—493; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1930, Sonderheft 13, S. 120—128; O. Graf, Z. Phys. Bd. 67, 1931, S. 388—416.

При другом способе из тигля через отверстие в слюдяной пластинке вытягивается кристаллическая нить [1]. Наконец, можно получать хорошие кристаллы также путем расплавления и медленного охлаждения куска металла на плите [2]. Оба последних метода применяются преимущественно при легкоплавких металлах.

Наряду с методом кристаллизации из расплава в получении монокристаллов играет большую роль также метод рекристаллизации.

Исследование монокристаллов показало, что они лишь немного отличаются по своим свойствам от тонкокристаллического материала. Известное исключение составляют металлы со сложной кристаллической решеткой, как например, цинк, кадмий и висмут, которые в виде монокристаллов чрезвычайно мягки, в то время как в виде поликристаллических агрегатов тверды и часто очень хрупки. Во всяком случае свойства монокристаллов таковы, что ими лишь в очень редких случаях с известным приближением можно объяснить поведение отливки. Поэтому различия в характере и величине кристаллов в отливке могут оказывать лишь очень незначительное непосредственно влияние на ее свойства.



Фиг. 24. Печь для получения монокристаллов путем медленного опускания расплава, находящегося в угольной трубке, в вакуумную печь.

1—графитовая нагревательная трубка, *2*—клеммы, *3*—медная трубка, *4*—гибкая томпаковая трубка, *5*—экран от излучения, *6*—вакуум-насос, *7*—рубашка, охлаждаемая водой, *8*—термоэлемент, *9*—трубчатый тигель из графита, *10*—вольфрамовая проволока, *11*—центрирующее кольцо, *12*—вал, *13*—подшипники, *14*—вращающийся притертый кран, *15*—стеклянная трубка, *16*—смотровое окошечко, *17*—упругая муфта, *18*—привод.

С другой стороны, часто оказывается, что уже в образцах, состоящих всего из двух кристаллов, граница между кристаллами является зоной, отличной от них по своим свойствам, и часто представляет место слабины. Однако вопрос о том, следует ли отнести

[1] J. Czochralski, Z. f. physik. Chem., Bd. 92, 1918, S. 219—221; E. v. Gomperz, Z. f. Physik, Bd. 8, 1922, S. 184—190.

[2] P. Kapitza, Proc. Roy. Soc., (A) v. 119, London 1928, p. 358; A. Goetz a. M. F. Hasler, Proc. Nat. Acad. Amer., v. 15, 1929, p. 646; A. Goetz Physic. Rev., v. 35, 1930, p. 193—207.

это только за счет нарушения кристаллографических процессов на границах зерен или за счет различия химического состава в этих местах, пока не получил достаточно удовлетворительного освещения.

СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

12. Дендритные кристаллы

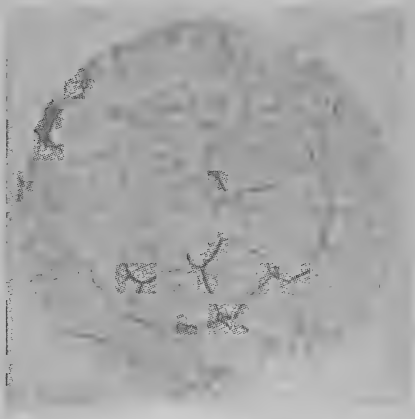
При обсуждении вопроса об образовании столбчатых кристаллов уже указывалось, что между отдельными кристаллами в отливке происходит как бы борьба за овладение местом для своего развития. Представим себе некоторый объем, выделенный из расплава, в котором

Фиг. 25. „Козел“ из фосфорного железа с полиэдрическими кристаллитами.

находится несколько кристаллических зародышей, развивающихся во всех направлениях с равной или разной скоростью. По прошествии некоторого времени такие зародыши встретятся, распределяя между собой тот объем, в котором они развиваются. В результате этого воображаемого эксперимента должны были бы возникать полиэдрические кристаллы с [illegible] поверхностями. Подобные кристаллиты в действительности наблюдаются очень часто, особенно в том случае, если расплав затвердевает весьма медленно, как например, при образовании [illegible] из фосфористого железа (фиг. 25). [illegible], которые (как указано в разделе [illegible] к образованию кристаллографических форм, [illegible] в виде полиэдрических кристаллов.

Тем не менее большинство металлов и сплавов, с которыми мы имеем дело, образуют при быстром затвердевании по преимуществу

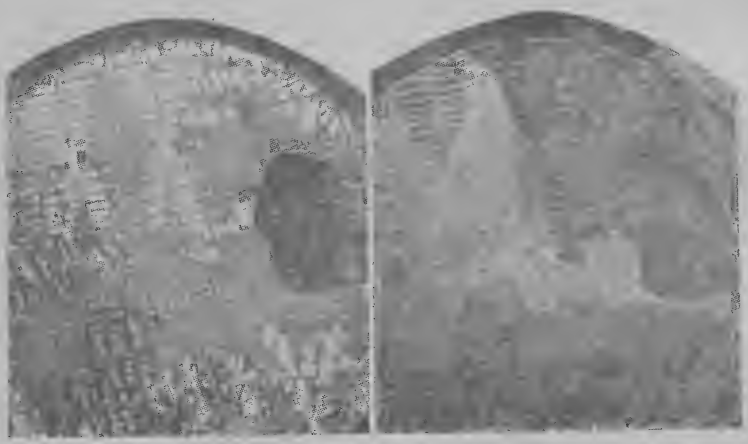
ветообразные формы, хорошо известные нам из примера обр[illegible] ния кристаллов льда. Но и в этом случае макроструктура, повидимому, обычно разделяется на полиэдры в соответствии с вышеизложенными представлениями. При больших увеличениях оказывается, однако,



Фиг. 26. Дендриты [illegible]

NaOH. × 35

правило, что, например, в случае алюминия (фиг. 26) границы между зернами проходят не прямолинейно, но образуют почкообразные (nierenförmig) фигуры[1]. Иногда, например в случае меди при возгонке

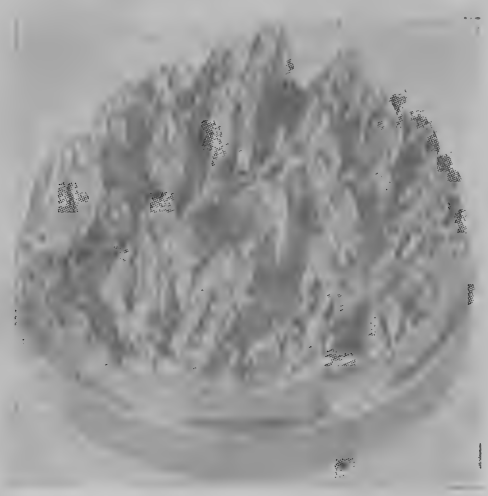


Фиг. 28. Переплетающиеся дендриты на поверхности возогнанного в вакууме медного слитка при различном освещении. × 3,5

в вакууме (фиг. 28), в металле обнаруживаются даже ясно выраженные древовидные формы, пронизывающие друг друга. Подобное [illegible]

[1] R. Vogel, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 116, 1921, S. 21—41; E. Seidl u. E. Schiebold, Z. f. Metallk., Bd. 17, 1925, S. 221—226, 283—288, 320—[illegible] 365—368; Mitt. Mat.-Prüf.-Amt, Berlin-Dahlem 1926, Sonderheft 2, S. 127—173.

внедрение первичных кристаллообразований часто встречается также и в гетерогенных смесях, особенно в сравнительно чистых бинарных сплавах. Квазиполиэдрические дендритные образования являются потому результатом как бы недоразвития чистых дендритных форм, вызванного присутствием примесей. Эти последние, очевидно, оттесняются дендритами при их росте и образуют пленку, препятствующую взаимному проникновению этих дендритов. Рост дендритов можно хорошо наблюдать у поверхности и в усадочных раковинах, а также в отливках, из которых вытек металл после частичного затвердевания (фиг. 29).

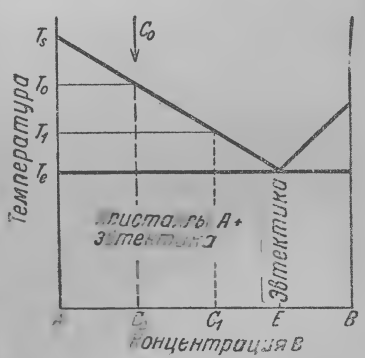


Фиг. 29. Кристаллические дендриты в голове слитка, металл из которого вытек после частичного затвердевания.

При отжиге границы квазидендритных кристаллитов сглаживаются (фиг. 27) [1]. Это объясняет также появление полиэдрических кристаллов в очень медленно охлажденных отливках.

13. Затвердевание сплавов эвтектического типа

Законы, определяющие образование кристаллитов в чистом металле, распространяются, как мы покажем далее, также на сплавы двух или нескольких металлов. То обстоятельство, что образующиеся и развивающиеся в расплаве кристаллические зародыши имеют одинаковый с ним или другой состав, оказывает, повидимому, весьма малое влияние на характер их образования. С другой стороны, даже очень незначительное количество некоторых примесей может существенно изменять процесс кристаллизации. Это явление особенно интересно, если принять во внимание обычную нечувствительность процесса кристаллизации к внешним воздействиям.

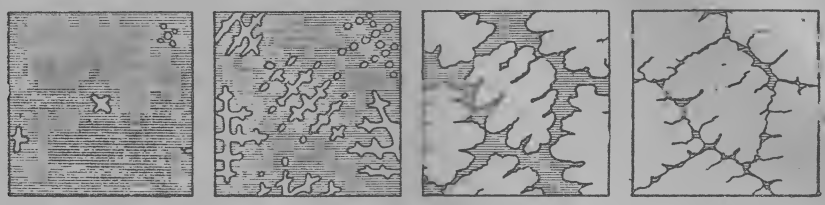


Фиг. 30. К процессу кристаллизации в эвтектической системе.

Если в [illegible] окажет [illegible] ние. [illegible] является [illegible] диаграмма [illegible] фиг. 30. Сплав состава C_0 вначале при [illegible] тические зародыши, соответствующ[illegible] A. При температуре T_1 эти зародыши [illegible] ьшие кристаллы, коли-

[1] R. Vogel, Na[illegible]

ество которых определяется по так называемому правилу рычага отношением отрезков $C_0C_1 : AC$[1] (это количество выражено одновременно в весовых, объемных и атомных процентах в зависимости от того, в каких процентах выражена диаграмма состояний) При температуре T_e первичные кристаллы становятся соответственно большими. Оставшийся расплав между тем обогащается компонентом B и изменяет



Фиг. 31. Схематическое изображение кристаллизации чистого металла в форме дендритов, представляющее одновременно схематическое изображение структуры различных сплавов эвтектической системы.

свой состав от C_0 через C_1 к A. Теперь рост первичных кристаллов теоретически прекращается, и при постоянной температуре T_e происходит выделение эвтектической смеси обеих кристаллических фаз A и B. Отдельные кристаллы смеси оказываются вследствие взаимного затруднения роста всегда значительно более мелкими, чем первичные кристаллы.

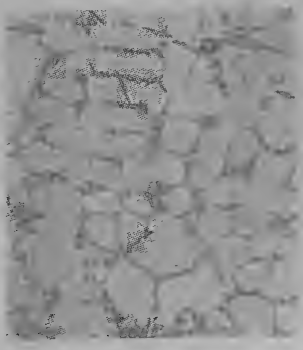
Первичные кристаллы в технических сплавах часто имеют дендритный характер (фиг. 31 и 32), что особенно относится к довольно частому случаю, когда первичные кристаллы обладают правильной решеткой чистого металла. Фиг. 31 показывает также изменение характера дендритов по мере увеличения их числа в общем объеме сплава. Фиг. 33—41 иллюстрирует последнее на примере кремниевоалюминиевых сплавов. У большинства интерметаллических соединений, так же как и у чистых металлов, главным образом висмута, сурьмы, а также кремния, напротив, значительно более выражена тенденция к образованию правильных кристаллографических форм (фиг. 33—41). Последние встречаются в двух предельных формах со всеми переходами [1], с одной стороны, в виде компактных кристаллов самых различных пространственных форм (пластинки, иглы), как это видно на фиг. 33—41, с другой в виде перистых кристаллов (фиг. 42). Перистые кристаллы представляют, очевидно, переходную форму к обычным дендритам, от которых они отличаются главным образом своими явно выраженными плоскими ограничениями.

Фиг. 32. Переплетающиеся первичные кристаллы (алюминий) в алюминиевокремниевом сплаве с 12% Si. Травление HF + HCl. × 3

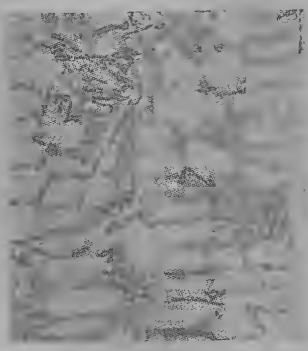
[1] A. Portevin, J. Inst. Met., v. 29, London 1923 I, p. 239—

Характер первичных кристаллов и их форма оказывают исключительное влияние на свойства сплава. Тесное сплетение дендритов придает сплаву, даже при значительном количестве в нем хрупкой

Фиг. 33. 3% Si.



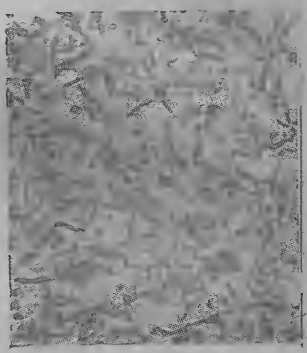
Фиг. 34. 6% Si.



Фиг. 35. 9% Si.

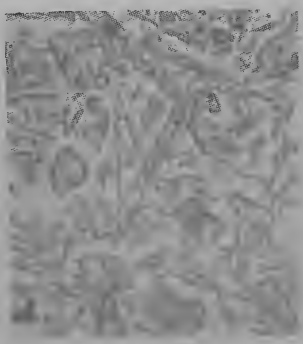
Фиг. 36. 11% Si.

Фиг. 37. 13% Si.



Фиг. 38. 15% Si.

Фиг. [illegible]



Фиг. 41. 30% Si.

Фиг. 33—41. [illegible] сплавов с 3—30% Si. Эвтектика [illegible] освещения. × 60

эвтектики, до[illegible] к формированию. Наоборот, уже незначительное [illegible] крупных первичных кристаллов пластинчатой формы сообщает сплаву [illegible] хрупкость, если эти кристаллы образуют сотообразный [illegible]. Однако в производстве лег-

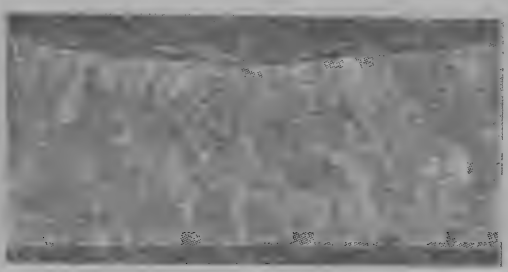
сплавах подшипниковых сплавов стремятся к получению первичных кристаллов с ограненными формами, так как считающийся особенно хорошим подшипниковый сплав обладает именно такой структурой.

Иногда удается сильно изменять форму первичных кристаллов путем введения небольших добавок, что может заметно отразиться на свойствах сплава. Примером этого является действие марганца на железосодержащие кремниевоалюминиевые сплавы (раздел 55).

Фиг. 42. Игольчатые первичные кристаллы кремния в алюминиевокремниевом сплаве с 15% Si. Нетравленый. × 60

Характер образования первичных кристаллов мало зависит от того, являются ли обе кристаллические фазы, образующие эвтектику, чистыми компонентами или они растворимы до известных пределов один в другом. В последнем случае необходимо учесть те изменения, которые происходят при кристаллизации в твердом растворе. Однако эти дополнительные процессы почти не влияют на форму кристаллов.

Если эвтектика лежит очень близко к одному из компонентов, то и эвтектическая температура находится весьма близко к точке плавления этого компонента. Другой компонент выделяется в этом случае до тех пор, пока расплав не будет практически состоять только из более легкоплавкого компонента. Этот последний занимает тогда место эвтектики в вышеизложенном смысле. Структура такого сплава состоит из дендритных или кристаллографически сложенных кристаллов тугоплавкого компонента в основной массе легкоплавкого компонента. Дальнейшее изложение покажет, что подобную систему легко привести к эвтектической (в нашем понимании).



Фиг. 43. Микроструктура слиточка из эвтектического алюминиевокремниевого сплава. Травление HF + HCl. × 2

14. Структура эвтектики

Еще большее влияние, чем первичные кристаллы, на структуру и свойства технических сплавов оказывает эвтектика. Во многих сплавах она находится в состоянии равновесия. В других, особенно в так называемых чистых металлах, где ее не должно быть, она, однако, всегда образуется вследствие наличия незначительных загрязнений. Наконец, во многих других сплавах она обнаруживается вследствие своеобразного явления внутрикристаллической ликвации (ср. раздел 20), хотя на диаграмме состояния последнее не должно бы иметь места. Так или иначе, незначительное количество эвтектической смеси физически при-

сутствует в большинстве технических сплавов и ощутительно влияет на их свойства.

Структуру эвтектики представляют обычно в соответствии с диаграммой равновесия, состоящей из относительно мелких кристаллов обеих составляющих, беспорядочно расположенных друг около друга. В действительности структура выглядит часто таким образом, как если бы мелкие кристаллы одной составляющей, присутствующие в небольшом количестве, были внедрены в основную массу второй составляющей[1]. Травление в этом случае обнаруживает крупные кристаллы основной составляющей, в которой залегает другая составляющая

Фиг. 44. Не травлено.

Фиг. 45. Травлено HF + HCl.

Фиг. 44 и 45. Расположение макрокристаллов в виде розеток на поверхности слитка из эвтектического кремниевоалюминиевого сплава (силумин). Около 1/10 н. в.

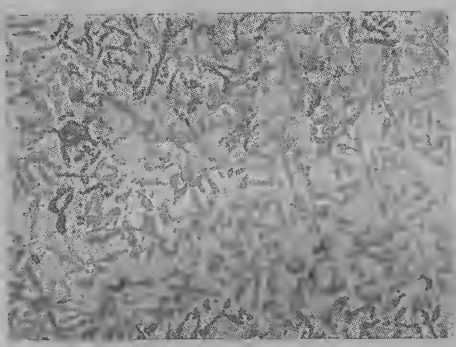
(фиг. 43). Кристаллы основной составляющей часто образуют (фиг. 44 и 45) нечто вроде розеток, исходящих в виде лучей из отдельных точек, подобных так называемым сферолитам естественных горных пород. Однако часто фаза, присутствующая в эвтектике в меньшем количестве, формирует удлиненные дендритные образования, которые уже не располагаются у границ другой фазы, но существуют вполне самостоятельно. Тогда обе фазы образуют характерное переплетение. Кристаллизация идет иногда столь своеобразно, что фаза, присутствующая в меньшем количестве, образует типичные дендритные кристаллы, причем в пределах этих дендритов залегают сравнительно мелкие кристаллы основной составляющей. Мелкие кристаллы в эвтектике очень часто представляют различные подобия крупных первичных кри-

[1] R. Vogel, [illegible] 1912, S. 425; W. Rosenhain a. Tucker, Philos. [illegible] F. L. Brady, J. Inst. Met., v. 28, London 1922, p. 3[illegible] J. Inst. Met., v. 29, London 1923, p. 239—278; F. Harg[illegible] J. Inst. Met., v. 37, London 1927, p. 103—110; W Hume-Rothery, J. Inst. Met., v. [illegible] London 1931, p. 239—243.

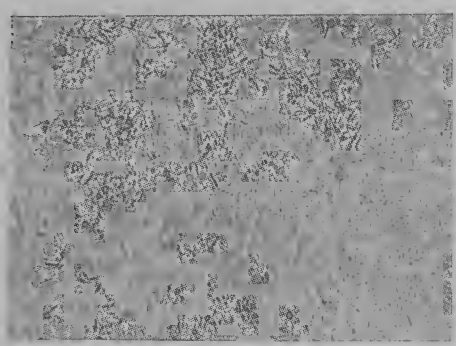
...ллов той же фазы. Нередко, впрочем, они выглядят совершенно ...наче. Характер и расположение отдельных кристаллов могут быть ...сьма различными даже в случае одного и того же сплава и варьи...вать в разных участках одной и той же отливки. Форма кристаллов ...висит кроме того от скорости охлаждения, и мелкие кристаллы легче, ...м крупные, склонны принимать кристаллические формы, возникающие при более сильном охлаждении.

15. Свойства эвтектических сплавов

Переходя к вопросу о зависимости свойств сплава от характера эвтектики, можно повторить все уже сказанное выше по поводу влияния



Фиг. 46—47. Литье в землю.



Фиг. 48—49. Литье в кокиль.

Фиг. 46—49. Влияние добавки натрия (облагораживание) на структуру почти эвтектического алюминиевокремниевого сплава с 13% Si (силумин). Без травления. × 70.

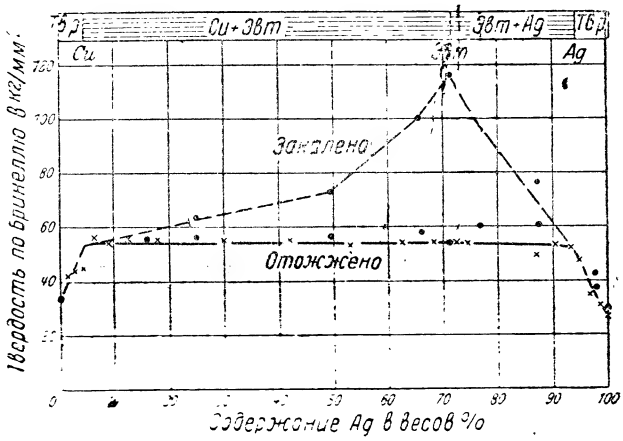
первичных кристаллов. Так как эвтектика со своей стороны предста...ляет одну из основных частей сплава, то этим объясняется тот пора...нительный факт, что иногда незначительные примеси могут иметь ре...шающее значение для механических свойств сплава. Соответственно этим добавки, изменяющие структуру эвтектики, могут также сильно изменять свойства сплава.

Наиболее известным примером является утончение («обл...ание») [1] эвтектики алюминия с кремнием при добавках натр... причем

[1] Модификация сплава. *Прим. перев.*

(фиг. 46—49) кристаллы кремния, обычно пластинчатые, становятся округлыми червеобразной формы. Механические свойства сплава, особенно его удлинение, благодаря этому значительно повышаются. Округление (сфероидизация) кристаллов кремния при нагреве до высоких температур, особенно выше 565° С, еще больше повышает удлинение, особенно если сплав беден железом, хотя кристаллы при этом становятся крупнее [1] (ср. раздел 61).

Своеобразным механическим эффектом является повышение твердости эвтектических сплавов при быстром затвердевании. Повышение скорости затвердевания несколько повышает твердость всех гетерогенных сплавов. Но это повышение, как показывает фиг. 50 на примере медносеребряных сплавов, оказывается особенно сильным при чисто эвтектическом составе [2]. Причина повышения твердости до сих пор не-



Фиг. 50. Твердость медносеребряных сплавов после быстрого затвердевания и последующего отжига (по Курнакову).

ясна. Так как твердость (ср. фиг. 50) может быть путем отжига в области температур рекристаллизации сведена к значениям, характерным для медленно охлажденного литья, то объяснение вышеизложенного явления заключается, по всей вероятности, во взаимной холодной деформации кристаллов эвтектики вследствие их различного термического расширения. При медленном охлаждении повышения твердости по большей части не наблюдается, и можно предполагать, что деформации указанного типа не происходят. Возможно, что некоторую роль играют также процессы улучшения (Vergütung), которые в свою очередь зависят от внутрикристаллической ликвации (ср. раздел 64).

Чисто эвтектические сплавы характеризуются особенно хорошими литейными свойствами. Затвердевание, происходящее при постоянной температуре, обусловливает в отливке возникновение резкой границы между твердыми и жидкими частями, а кашеобразное состояние, свойственное большему интервалу затвердевания, отсутствует. Твердое со-

[1] R. S. Archer, L. W. Kempf a. D. B. Hobbs, Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1928, p. 196—227.

[2] N. S. Kurnakow u. A. N. Achnasarow, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 125, 1922, S. 185—206; G. Tammann u. K. Dahl, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 126, 1923, S. 113—118; P. Saldau, J. Inst. Met., v. 41, London 1929, p. 289—319.

стояние характеризуется сопротивляемостью, механическим воздействием и плотностью, жидкое — своей податливостью и легкоподвижностью. Вследствие этого в отливках из эвтектических сплавов вовсе не возникает трещин (подробнее см. раздел 100). В этих отливках в большом количестве образуются легко различимые внутренние усадочные раковины или круглые газовые пузыри (см. раздел 33), которые могут быть устранены соответствующими мероприятиями при литье.

В других сплавах усадка при затвердевании ведет к образованию пористости, которую трудно наблюдать и влияние которой трудно установить, например дендритные поры, межкристаллические пустоты, губчатые места, рыхлость и т. д. Некоторое отклонение от эвтектического состава оказывает относительно малое влияние на литейные свойства сплава. Пока количество первичных кристаллов остается ниже известного предела, литейные свойства изменяются очень незначительно. Напротив, при чистых металлах очень часто весьма незначительное изменение в химическом составе действует очень неблагоприятно, так как примеси по большей части образуют в сплаве легкоплавкие составляющие. Конечно, и для эвтектических сплавов подобный случай может иметь место, но до сих пор он никем еще не был подмечен.

Эвтектические сплавы часто ценны также в качестве особо легкоплавких припоев вследствие их низкой точки плавления. Способность проникновения сплава в тонкие швы зависит в первую очередь от перегрева выше точки плавления (ср. раздел 88). Поэтому припой, плавящийся по сравнению с соединяемыми металлами при значительно более низких температурах, оказывается особенно выгодным в этом отношении, так как допускает сильный перегрев без вреда для соединяемых металлов. Техника уже давно использует подобные припои. Близкий к эвтектическому сплав свинца с оловом (60% Sn), а также особенно легкоплавкие эвтектики многих легкоплавких металлов находят себе широкое применение в качестве мягких припоев, так же как сплавы меди (цинка) с серебром в качестве твердых припоев. В последнее время получил применение как хороший твердый припой эвтектический сплав меди с фосфором (9% P).

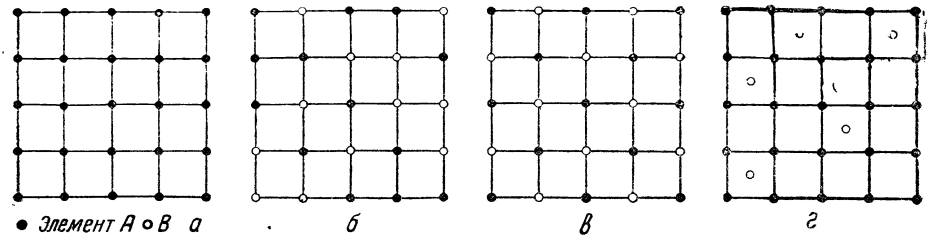
16. Твердые растворы и металлические соединения

Отдельные кристаллические формы или фазы, встречающиеся в сплавах, настолько разнообразны, что с трудом поддаются систематизации. Старая номенклатура, применяемая еще и в настоящее время, различает твердые растворы и металлические соединения. При соответствующих условиях чистые металлы образуют непрерывный ряд твердых растворов, подобно соляным растворам в воде. Атомы вступающего в раствор металла в большинстве случаев (фиг. 51, *б*) замещают атомы основного металла в его решетке по законам случая (фиг. 51, *а*). В таких твердых растворах типа «замещения» закономерное распределение атомов наблюдается очень редко[1] (фиг. 51, *в*). При наличии в сплаве компонентов, состоящих из атомов сравнительно малых размеров, весьма часты случаи образования твердых растворов типа «вне-

[1] A. J. Bradley a. A. H. Jay. Proc. Roy. Soc. (A), v. 136. London 1932, p. 210—232; J. Iron Steel Inst., 1932, p. 339—361.

дрения» (фиг. 51, *г*). В таких растворах атомы присоединяемого элемента не занимают мест атомов основного вещества, а располагаются между ними в наиболее свободных местах кристаллической решетки, т. е. там, где внедряющиеся атомы будут находиться на максимальных расстояниях от соседних атомов основного вещества.

С другой стороны, во многих сплавах имеются новые промежуточные фазы, которые не примыкают к чистым металлам. Их состав часто варьирует лишь в очень узких пределах. Эти фазы раньше сравнивались с обычными, или, как их теперь называют, гетерополярными химическими соединениями и назывались металлическими соединениями или металлидами. Считали также возможным приписывать им определенные формулы. Относительно их свойств указывалось, что они отличаются от твердых растворов большей твердостью и хрупкостью. В диаграмме состояния они часто обнаруживают явно выраженную



Фиг. 51. Схематическое (двумерное) изображение структуры решетки металлических фаз.

а—чистый металл, *б*—твердый раствор замещения (50% В), *в*—упорядоченная фаза (твердый раствор или металлическое соединение) A_1B_1, *г*—твердый раствор внедрения (30% В).

точку затвердевания при условии, что они плавятся в чистом виде без разложения, разделяя таким образом диаграмму состояния на несколько самостоятельных частей. Мы можем тогда с равным правом говорить как о сплаве двух веществ A и B, так и о сплаве вещества A с соединением A_xB_y. Далее, нередко наблюдают в случае тройных систем, что один из элементов образует с соединением двух других обособленную систему. Такую квазибинарную систему также проще и яснее рассматривать, как сплав вещества A с соединением B_xC_y, что обычно и делается. Таким образом лучше говорить о сплавах алюминия с силицидом магния и сплавах меди с силицидом никеля, чем о сплавах алюминия с магнием и кремнием, или о сплавах меди с никелем и кремнием, так как последние охватывают гораздо большую область.

Однако, как показывает диаграмма состояния, вышеприведенными признаками характеризуется только часть промежуточных фаз. Многие из них образуются только в твердом состоянии. Другие существуют в довольно широкой области. Что касается их свойств, то имеются и такие фазы, как например, β-латунь, близкая по составу к соединению CuZn, со свойствами, весьма сходными со свойствами обыкновенных твердых растворов, обозначаемых в большинстве случаев буквой α и примыкающих к чистым металлам. Они, следовательно, пластичны, но отнюдь нехрупки, как это обычно приписывается металлическим соединениям.

Новейшие металлографические исследования показали, что очень многие промежуточные фазы образуют с компонентами твердые растворы и никоим образом не могут быть выражены простыми формулами.

Этот факт, а также исчерпывающие рентгенографические исследования их кристаллического строения (особенно Вестгрена и его сотрудников [1]) совершенно стерли грань между твердым раствором и металлическим соединением. Правда, еще совсем недавно считали возможным сохранить эти понятия, как крайние случаи одного типового обозначения [2]. Однако сегодня едва ли можно понимать твердый раствор и металлическое соединение как две противоположности. Теперь скорее склонны признать такую противоположность между чистыми металлами и металлическими соединениями и рассматривать твердые растворы и известные промежуточные фазы в качестве переходных между ними форм.

В настоящее время вполне установлено, что существуют промежуточные фазы, которые обладают простым химическим составом и кристаллическая решетка которых, как показывает фиг. 51, *в*, построена соответствующим образом. Это особенно очевидно при тех кристаллах, которые являются переходными к гетерополярным соединениям, т. е. соединениям металлов с неметаллами, и которые тем не менее рассматриваются как компоненты сплава, например Mg_2Si, Cu_3P, Cu_2O, Fe_3C. Но и фазы, состоящие из истинных металлов, построены таким же образом, например $CuAl_2$, Cu_3Sn. С другой стороны, из рентгенографических исследований явствует, что химический состав таких фаз может незначительно отклоняться от простого состава и кристаллическое строение, определяющее свойства, может быть совершенно нечувствительно к тому обстоятельству, располагаются ли атомы действительно закономерно или нет. Так, имеются кристаллы кубической системы, которая содержит в наименьшем обнаруживающем симметрию объеме, в элементарной ячейке, не менее 52 атомов. Эти 52 атома могут соответствовать следующим формулам A_9B_4, A_8B_5 и т. д. И, действительно, этого рода кристаллы встречаются, например, следующих составов: Cu_9Al_4, Cu_5Zn_8, Ag_5Zn_8 и т. д. Более точное рентгенографическое исследование показало также, что в некоторых из этих фаз оба атома повторяются в кристаллической решетке в совершенно регулярной последовательности, как этого и следует ожидать от металлического соединения. С другой стороны, совершенно так же кристаллизуется фаза, очень близкая к Cu_4Sn. Эту фазу по причинам, излагаемым ниже, правильнее будет определить как $Cu_{31}Sn_8$; она точно соответствует этому составу. Здесь, однако, ни та, ни другая формула не соответствует 52 атомам. Таким образом эта фаза не может обладать совершенно упорядоченной решеткой. Рентгенографические исследования показывают даже, что эта кристаллическая решетка совершенно неупорядочена, подобно решетке твердого раствора. Наконец, установлено также, что и фаза Ag_3Cd_5, для которой можно бы ожидать регулярного распределения атомов, обнаруживает это лишь в весьма ограниченной степени.

Таким образом для строения кристаллической решетки и, следовательно, для свойств промежуточной фазы не является решающей какая-либо определенная химическая формула. Они не зависят также

---

[1] Ср. A. Westgren u. G. Phragmen, Metallwirtschaft, Bd. 7, 1928, S. 700—703; Trans. Faraday Soc., v. 25, 1929, p. 379—385; A. Westgren, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 368—373; Metallwirtschaft, Bd. 9, 1930, S. 919—924; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, p. 13—38.

[2] A. Westgren u. G. Phragmen, Kolloid.-Z., Bd. 36, 1925 (Zsigmondy-Festschr.), S. 86—91.

от того, распределены ли атомы в определенной последовательности, как в соединении, или они расположены чисто случайно, как в твердом растворе.

17. Законы образования промежуточных кристаллических фаз

В практике металловедения несомненно очень важно уметь рассчитать, даже без точного знания диаграммы состояния, какие промежуточные фазы могут встретиться в данной системе и каковы их свойства. Как раз этот вопрос уже довольно исчерпывающе решен рентгенографическими исследованиями.

Исследования Вестгрена [1] показали, что для возникновения известного числа фаз решающим является отношение между количеством атомов и количеством валентных электронов. Как известно, атом по атомной модели Бора состоит из положительно заряженного ядра — носителя массы — и отрицательно заряженных электрических частиц — электронов. Последние подразделены на группы в 2 : 8 и 18 частиц, в так называемые оболочки. Дальше всего от ядра удалена внешняя оболочка, которая в большинстве случаев не заполнена и электроны которой поэтому особенно легко подвижны. Последние и определяют в первую очередь многие свойства атома, его проводимость, химическое поведение и т. д. Число этих электронов определяет также в большинстве случаев валентность элемента. Она следует из его положения в периодической системе. Медная группа и щелочные металлы имеют один валентный электрон, цинковая группа и щелочноземельные металлы — два, алюминий — три, олово — 4, сурьма и мышьяк — 5 валентных электронов. Железо-платиновая группа только тогда отвечает этим закономерностям, когда ей не приписывают ни одного валентного электрона (нулевая валентность) [2].

Таким образом кристаллическая решетка является определенной, если число валентных электронов находится в определенном отношении к числу атомов (правило Юм-Розери) (Hume-Rothery). До сих пор особенно известны следующие случае подобной концентрации валентных электронов (Valenzelektronenkonzentration) (для упрощения мы надписываем число валентных электронов над символом атома).

а) 3 : 2 (3 электрона на 2 атома) — $\underset{1}{\overset{3}{\beta}}$-фаза.

Возможные и известные случаи: ($\overset{5}{A}\overset{1}{B}_1$ обозначает, следовательно: $5 + 1 = 6$ атомам $(5 \times 1) + (1 \times 4) = 9$ электронам; $9 : 6 = 3 : 2$).

$\overset{0}{A}_1\overset{3}{B}_1$: FeAl, CoAl, NiAl.

$\overset{1}{A}_1\overset{2}{B}_1$: CuZn, AgZn, AuZn, AgMg. AuCd и т. д.

$\overset{1}{A}_3\overset{3}{B}_1$: Cu_3Al, Ag_3Al.

$\overset{1}{A}_5\overset{4}{B}_1$: Cu_5Sn.

$\overset{1}{A}_7\overset{5}{B}_1$: Cu_7Sb, Ag_7Sb.

---

[1] A. Westgren. Ibidem.
[2] W. Ekman. Z. f. physik. Chem.. Abt. A. Bd. 12, 1931, S. 57—78.

b) 21 : 13 — γ-фаза.

$A_5^0 B_{21}^2$, Fl_5Zn_{21}, Co_5Zn_{21}, Ni_5Zn_{21}, Pt_5Zn_{21}, Ni_5Cd_{21}.

$A_5^1 B_8^2$: Cu_5Zn_8, Ag_5Zn_8, Au_5Zn_8, Cu_5Cd_8, Ag_5Cd_8 и т. д.

$A_9^1 B_4^3$: Cu_9Al_4.

$A_{31}^1 W_8^4$: $Cu_{31}Sn_8$, $Na_{31}\ Pb_8$.

c) 7 : 4 — Σ-фаза.

$A_1^0 B_7^2$: $FeZn_7$.

$A_1^1 B_3^2$: $AgZn_3$, $AgCd_3$.

$A_5^1 B_3^3$: Ag_5Al_3.

$A_3^1 B_1^4$: Cu_2Sn.

При концентрации электронов 3 : 2 встречается еще другая форма кристаллической решетки (ξ′-фаза или тип марганца), в которой кристаллизуются $CoZn_3$, Ag_3Al и Cu_3Si. Как ξ-фаза кристаллизуется подобно α-железу, так и решетка ξ′-фазы совершенно совпадает с решеткой марганца. Таким образом оказывается, что закон постоянной концентрации электронов имеет довольно широкое, хотя, к сожалению, и не всеобщее применение. Например, в некоторых сплавах, концентрация электронов у которых составляет 3 : 2, встречается не β-фаза, а другая форма. Закономерность, которая определяла бы появление той или иной из них, не имеет при этом места. С другой стороны, при данной концентрации электронов часто вовсе не существует особой фазы. Однако это правило все же дает известную отправную точку при определении некоторых фаз.

У так называемых переходных элементов, внутренние электронные оболочки которых не заполнены, встречаются особенно простые кристаллические структуры с атомами очень больших или очень малых размеров. В этом случае, очевидно, играет роль вопрос пространственной укладки атомов, как это известно для неметаллических соединений. Так, решетка типа арсенида никеля, построенная из двух атомов (A_1B_1), образуется особенно часто, если оба атома имеют отношение радиусов в пределах 1 : 1,2 и 1 : 1,7 [1] (на сплавах с неметаллическими атомами малых размеров мы подробнее остановимся в разделе 42).

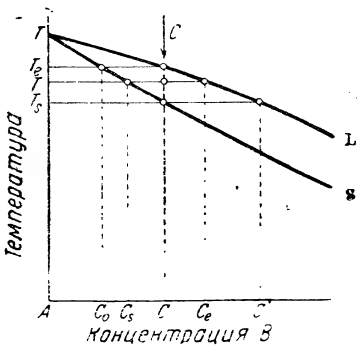
18. Кристаллизация твердых растворов в состоянии равновесия

Эвтектические сплавы образуют один из основных типов сплавов, другой основной тип представляют твердые растворы (или смешанные кристаллы (по устарелой терминологии). В состоянии равновесия структура таких сплавов, совершенно так же, как и структура чистых металлов, образована из некоторого числа однородных кристаллов. Руководствуясь обычными представлениями, определяемыми правилом фаз, мы представляем себе кристаллизацию твердых растворов следующим

[1] V. M. Goldschmidt, Trans. Faraday Soc., v. 25, 1929, p. 253.

образом. На диаграмме состояния системы с широкой областью твердых растворов (фиг. 52) линия ликвидуса L указывает на начало затвердевания. Сплав состава c при температуре T_e образует вначале кристаллические зародыши иной концентрации c_0, которая в соответствии с ходом линии солидуса сдвинута в сторону более тугоплавкого компонента (более низкая концентрация). При этом расплав с понижением температуры обогащается до более высокой концентрации и, по прошествии некоторого времени, достигает c_e. Кристаллические слои, отлагающиеся на зародышах при температуре T, обладают теперь другим составом c_s, который определяется ходом линии солидуса S.

Учение о фазах рассматривает исключительно равновесные состояния, которые и устанавливаются, как правило, при очень медленном охлаждении. Если предположить возможность установления такого равновесия, то концентрация внутри кристалла должна уравниваться вследствие диффузии с расплавом до одного и того же состава c (в момент конца затвердевания).



Фиг. 52. Кристаллизация твердых растворов.

В таком случае мы можем определить для каждого момента при помощи «правила рычага» количество выделившихся кристаллов. В сплаве вторая составляющая имеется в количестве c. Расплав в количестве x состава c_e дает xc_e. Кристаллы в количестве $(1-x)$ состава c_s дают $(1-x)c_s$. Следовательно,

$$xc_e + (1-x)\,c_s = c,$$

откуда (ср. фиг. 52)

$$x = \frac{c - c_s}{c_e - c_s}, \qquad 1 - x = \frac{c_e - c}{c_e - c_s}.$$

Таким образом концентрация c_e твердого раствора постепенно возрастает при продолжающемся затвердевании, пока она (при условии установления равновесия) не достигнет концентрации c'. Этим заканчивается затвердевание при температуре T_s, так как по вышеприведенному равенству при $c_s = 0$, количество x расплава становится равным нулю.

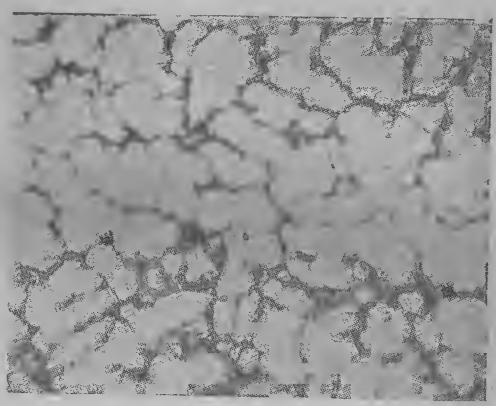
19. Внутрикристаллическая ликвация в чистых твердых растворах

Если затвердевание и охлаждение твердых растворов происходит очень медленно, то в большинстве случаев обнаруживается, что кристаллы обладают однородным составом. В медных сплавах это легко установить путем травления, так как кристаллы переменного состава окрашиваются различно в зависимости от содержания в них меди.

В некоторых сплавах, например медноцинковых, при подобном исследовании наблюдается, что состояние равновесия достигается и при более быстром затвердевании [1]. Однако чаще кристаллы обнаруживают

[1] O. Bauer u. H. Arndt. Z. f. Metallk. Bd. 13. 1921, S. 497—506, 559—564; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Bd. 39, 1921. S. 79—101; ср. также A. Schimmel, Metallographie der technischen Kupferlegierungen. Berlin 1930, S. 3, 28, 61, 85.

неоднородный химический состав (ср. фиг. 53), причем возникают зональные или слоистые кристаллы[1]. Сердцевина их оказывается обогащенной более тугоплавким компонентом, тогда как края дендритных кристаллов более легкоплавки. Это явление называют дендритной или внутрикристаллической ликвацией. Во многих твердых растворах, например висмут-сурьма, склонность к образованию слоистых кристаллов так велика, что гомогенное состояние наступает лишь при совсем медленном охлаждении или после специального отжига при температуре, почти достигающей температуры плавления[2]. В сталях также очень трудно воспрепятствовать обычному появлению в них внутрикристаллической ликвации[3]. Причиной является то обстоятельство, что диффузия между растущим кристаллом и расплавом происходит медленно, и при быстром затвердевании выравнивание может поэтому почти совсем отсутствовать. Внутренняя часть кристалла сохраняет тогда состав c_0 (ср. фиг. 52) или близкий к нему, отлагающиеся же на ней слои непрерывно увеличивают концентрацию. Так как вследствие этого внутренняя часть обладает по сравнению со средним составом меньшей концентрацией, то внешние слои должны соответственно сильнее обогащаться.



Фиг. 53. Внутрикристаллическая ликвация в структуре литого медноникелевого сплава с 30% Ni. Травление хромовой кислотой + HCl. × 100.

Если имеет место непрерывный ряд твердых растворов, то вышеизложенное не играет, повидимому, большой роли для свойств сплава. Являются ли отдельные кристаллы гомогенными или состав их колеблется в известных границах, это обстоятельство влечет за собой для веществ, образующих непрерывный ряд твердых растворов, лишь небольшие различия в свойствах, так как в этом случае речь идет всегда о металлах с одинаковым кристаллическим строением и сходными свойствами. Последнее относится по крайней мере к большой группе металлов с гранецентрированной решеткой: меди, серебру, золоту, палладию, платине, никелю и т. д., которые образуют между собой много таких систем.

29. Внутрикристаллическая ликвация в системах с ограниченным рядом твердых растворов

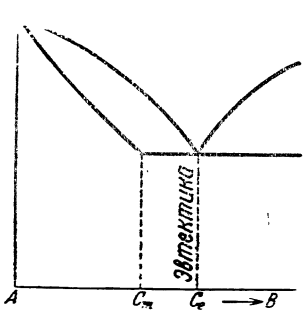
Так как технические сплавы в действительности редко состоят только из двух элементов, а представляют преимущественно системы из трех, четырех и более компонентов, то чистые твердые растворы

[1] Ср. O. Bauer u. H. Arndt, ibidem; A. Schimmel, Metallographie der technischen Kupferlegierungen, Berlin 1930.

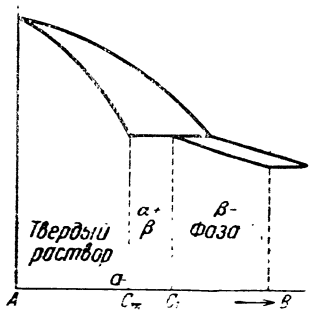
[2] B. Otani, Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 13, 1925, p. 293—297; G. Masing u. E. Overlach, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 9, 1930, S. 331—338.

[3] Ср. P. Oberhoffer. Das technische Eisen. Aufl. 2, Berlin 1925. S. 300.

практически имеют малое значение. Кроме того способность к полной растворимости встречается у немногих систем. Гораздо чаще имеет место ограниченная растворимость (ср. фиг. 54 и 55). В этом случае компонент A принимает в твердый раствор в состоянии равновесия только известную часть компонента B, равную c_m. Это количество компонента B в значительной степени зависит от температуры, что, однако, в данном случае не существенно. При более высокой концентрации c равновесная структура состоит из смеси насыщенного твердого раствора концентрации c_m и эвтектики c_e или же второй промежуточной фазы c_1. Если равновесие не наступает совершенно или наступает частично, то маточный раствор затвердевает при наличии эвтектики с ее концентрацией, как это будет описано в следующем разделе. При появлении дальнейших фаз с понижением температуры отношения весьма усложняются, так как вопрос сводится к образованию нескольких новых фаз.



Фиг. 54.



Фиг. 55.

Фиг. 54 — 55. Схематическое изображение частичной диаграммы состояния систем с ограниченным рядом твердых растворов.

По этой причине в литых сплавах, которые, судя по диаграмме состояния, должны быть гомогенными, очень часто находят характерную картину внутрикристаллической ликвации (фиг. 56): дендритные слоистые кристаллы, окруженные сеткой второй фазы, или чаще всего эвтектической смесью многих фаз. Случается также, что фаза, образующая сетку, в твердом состоянии распадается на две фазы (эвтектоид). Это особенно часто имеет место в бронзах (ср. фиг. 57).

О величине внутрикристаллической ликвации при литье различных сплавов в кокиль и в землю имеются данные в работах Шейера над системами алюминий-медь, алюминий-цинк и медь-олово [1].

По этим данным для кокильного литья количество второй составляющей получается примерно таким, каким оно должно быть при полном отсутствии диффузии (ср. следующий раздел). Вследствие этого уже при минимальных концентрациях налицо имеется известное, хотя и очень малое количество второй составляющей (ср. фиг. 58), которое с дальнейшим повышением концентрации быстро возрастает. Литье в землю обнаруживает меньшую внутрикристаллическую ликвацию. При больших отливках, которые затвердевают медленнее и длительно сохраняют более высокую температуру, разница между литьем в кокиль и в землю, становится, вероятно, еще большей, чем на фиг. 58.

[1] E. Scheuer., Z. f. Metallk., Bd. 23 1931. S. 237—241.

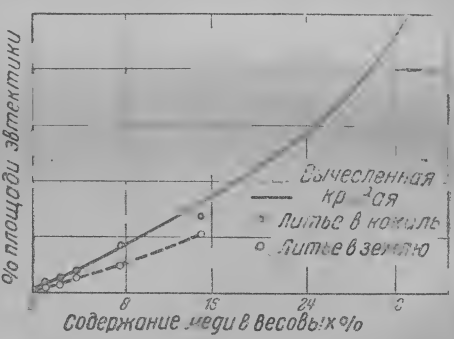
Практически величина внутрикристаллической ликвации в сплавах, которые склонны к ней по диаграмме состояния, зависит в первую очередь от способности к взаимной диффузии составляющих сплава.

Фиг. 56. Литая структура.

Фиг. 57. Гомогенизировано при 650°, $^1/_2$ часа.

Фиг. 56 и 57. Внутрикристаллическая ликвация в бронзе с 10% Sn и устранение ее путем отжига (гомогенизация). Травление 8%-раствором хлористой меди в аммиаке. × 300.

О способности к диффузии твердых составляющих в жидкие мы можем судить лишь на основании нескольких опытов Бауэра и Арндта[1]. По их данным способность к диффузии у цинка и магния в медь много больше, чем у алюминия и особенно у олова.



Фиг. 58. Внутрикристаллическая ликвация в алюминиевомедных сплавах (по Шейеру).

Скорости диффузии в твердом состоянии посвящен ряд систематических работ[2]. Из них особенно ясно следует, что скорость диффузии очень сильно повышается с повышением температуры. Далее, опыты Грубе и Йеделе показывают, что при двух взаимно диффундирующих металлах диффузия более легкоплавкого металла в более тугоплавкий происходит гораздо медленнее, чем в обратном случае. Однако практически наиболее интересующий нас вопрос, а именно случай диффузии различных фаз в одинаковую основную составляющую, до сих

[1] O. Bauer u. H. Arndt, Ciesserei-Ztg., Bd. 23, 1926, S. 671; Mitt dtsch. Mat. Prüf.-Anst., 1927, Sonderheft 3, S, 1—16.

[2] W. Fraenkel u. Houben, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 116, 1921, S. 1—15; A. Braune; Z. f. physik. Chem., Bd. 110, 1924, S, 147—165; G. v. Hevesy u. W. Seith, Z. f. Elektrochem., Bd. 37, 1931, S. 528—531; G. Grube u. A. Jedele, Z. f. Elektrochem., Bd. 38, 1932, S., 799—807; G. Grube u. R. Haefner, Z. f. Elektrochem., Bd. 38, 1932, S. 835—842.

пор еще обстоятельно не исследовался [1]. Известно лишь из наблюдений над различными медными сплавами, что устранение внутрикристаллической ликвации путем отжига — гомогенизация — происходит очень различно для разных сплавов (ср. раздел 59). В то время как латунь и алюминиевые бронзы уже при относительно низких температурах сравнительно скоро становятся гомогенными, оловянные бронзы и в особенности сплавы меди с мышьяком и нейзильбер гораздо труднее поддаются подобной обработке [2].

Способность к диффузии в твердом и жидком состоянии может, однако, иметь значение лишь в том случае, если сплав затвердевает и охлаждается достаточно медленно, чтобы диффузия смогла произойти. Если, наоборот, затвердевание и охлаждение происходят очень быстро, то решающим для величины внутрикристаллической ликвации являются, повидимому, другие факторы. Так, часто принимается, что внутрикристаллическая ликвация увеличивается с шириной интервала затвердевания. Ликвация никеля, кремния, марганца, углерода и фосфора в железе возрастает, как утверждает Обергоффер, в указанной здесь последовательности их (соответственно величине интервала затвердевания) [3]. Известно также, что у латуни и алюминиевых бронз с узким интервалом затвердевания явление внутрикристаллической ликвации обнаруживается лишь в малой степени, у оловянных же бронз, наоборот, очень сильно. Приведенные в следующем разделе соображения показывают, однако, что это представление не имеет решающего значения. В медных сплавах ликвация, как упоминалось выше, изменяется скорее, параллельно со способностью к диффузии. Вопрос о том, существует ли между способностью к диффузии и интервалом затвердевания какая-либо внутренняя связь, как это могло бы казаться, судя по предыдущему, до сих пор не разрешен положительно.

Фазы, возникшие вследствие внутрикристаллической ликвации, воздействуют на свойства сплава так же, как если бы они появлялись соответственно диаграмме состояния. Все сказанное о влиянии примесей и второй фазы (ср. раздел 46) распространяется и на рассматриваемый нами здесь случай, только возникновение фаз обязано при этом внутрикристаллической ликвации. Кроме вредного влияния, оказываемого фазами, возникшими благодаря внутрикристаллической ликвации, на механические и химические свойства, особенно в случае бронзы, нужно еще обратить внимание на то, что наличие их ведет к образованию легкоплавких составляющих. Отжиг, часто применяемый с целью гомогенизации таких сплавов, должен, следовательно, начинаться при температуре ниже точки плавления этих составляющих. В противном случае сплав становится непригодным, причем легкоплавкая составляющая выступает в виде капель или же происходит выкрошивание кристаллов. Только в том случае, когда эта составляющая исчезает при гомогенизации сплава (в соответствии с фиг. 57), температура мо-

[1] Недавно проведено до 196 опытов по скорости диффузии различных металлов в свинец (см. W. Seith u. J. G. Laird, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. 193—196). Они показывают, что при определенной температуре металл тем медленнее диффундирует в свинец, чем он более подобен свинцу. Наиболее медленно диффундировал из всех исследованных металлов радиоактивный изотоп свинца, за ним следовало олово, таллий, висмут, и гораздо скорее всех диффундировало серебро.

[2] A. Schimmel. Die Metallographie der technischen Kupferlegierungen, Berlin 1931.

P. Oberhoffer, Das technische Eisen, S. 301.

жет быть медленно поднята до линии солидуса. Существенное значение при этом имеет легкость, с какой происходит гомогенизация при высокой температуре.

21. Вычисление внутрикристаллической ликвации

Внутрикристаллическая ликвация для случая полного отсутствия диффузии вычислена Гулливером[1], а в упрощенной форме — Шейером[2]. Произведенные последним опыты с различными сплавами подтвердили его вычисления (ср. фиг. 58). Вычисление по Шейеру сводится к следующему: при сплаве с концентрацией C (фиг. 59) расплав при температуре T имеет состав y, выделяющийся кристалл — концентрацию $y' = py$, причем p — вспомогательный коэфициент. Пусть часть x сплава находится при этом в состоянии расплава. Таким образом в расплаве имеется количество yx второго компонента. При изменении температуры на dT и количества расплава на dx количество второго компонента в расплаве изменится на

$$d(yx).$$

Эта часть расплава переходит в кристаллы с составом y', количество которых изменится, следовательно, на

$$dxyp,$$

которое должно быть равно предыдущему:

$$d(yx) = dxyp;$$
$$ydx + xdy = dxyp;$$
$$\frac{dx}{x} = -\frac{dy}{y} \cdot \frac{1}{1-p}.$$

Для практических целей достаточно строить кривую плавления из двух прямолинейных ветвей. Величина $p = \frac{y'}{y}$ постоянна и всегда меньше 1, выражение $\frac{1}{1-p}$ соответственно постоянное число, больше 1. В предельном случае при бесконечно узком интервале затвердевания, характерном для некоторых сплавов, $\frac{1}{1-p} = \infty$, в случае отсутствия твердого раствора эта величина равна 1. Интегрирование предыдущего уравнения дает:

$$\ln x = -\ln y \frac{1}{1-p} + k;$$

$$x = k\left(\frac{1}{y}\right)^{\frac{1}{1-p}},$$

[1] J. H. Gulliver, J. Inst. Met., v. 9. London 1913, p. 120—157, v. 11, 1914, p. 252—272.

[2] E. Scheuer, Z. f. Metallk., Bb. 23, 1931, S. 237—241.

где k является постоянной интегрирования. Так как для начала затвердевания

$$x = 1 \text{ и } y = C,$$

то

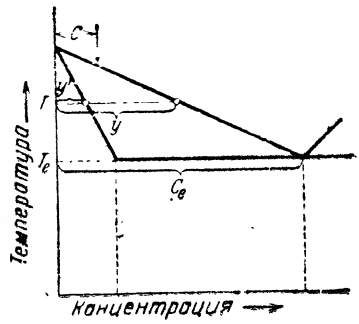
$$1 = k\left(\frac{1}{C}\right)^{\frac{1}{1-p}};$$

$$k = C^{\frac{1}{1-p}},$$

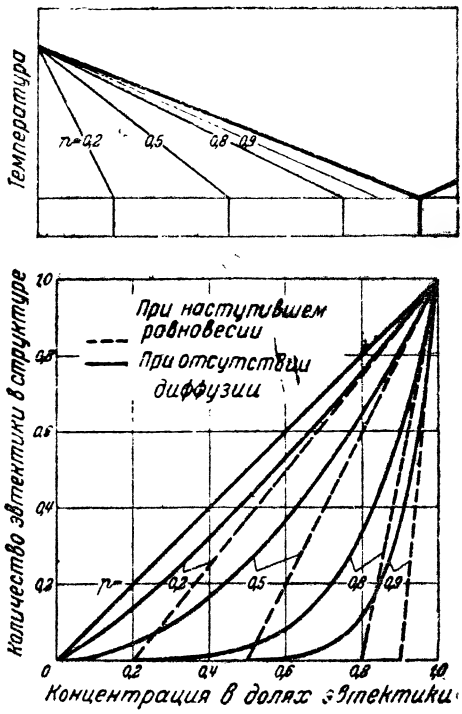
и в конечном счете при любой концентрации y расплава часть x расплава оказывается равной:

$$x = \left(\frac{C}{y}\right)^{\frac{1}{1-p}}$$

Мы хотим теперь выяснить, имеется ли и в каком количестве расплав при температуре T_e и соответственно концентрации $y = C_e$, когда количество твердого раствора больше не увеличивается, а, наоборот, образуется новая фаза или эвтектическая смесь (фиг. 59).



Фиг. 59. К вычислению внутрикристаллической ликвации в системе с ограниченным рядом твердых растворов и эвтектикой.



Фиг. 60. Вычисление внутрикристаллической ликвации в эвтектических системах с различно обширной областью твердого раствора.

Это будет:

$$x_e = \left(\frac{C}{C_e}\right)^{\frac{1}{1-p}}$$

Количество второй структурной составляющей увеличивается, следовательно, вместе с концентрацией по параболе порядка $\frac{1}{1-p}$ (ср. фиг. 60). Но при очень узком интервале затвердевания ($p = 1$) второй составляющей не возникает, а при отсутствии твердого раствора

($p = 0$) количество этой составляющей возрастает пропорционально концентрации.

Итак, структура в состоянии равновесия по фиг. 60 состоит до $C = pC_e$ только из твердого раствора, после чего количество второй составляющей начинает возрастать пропорционально концентрации. При производстве расчета следует иметь в виду, что концентрацию и количество второй составляющей необходимо указывать в одинаковом масштабе (в объемных, весовых долях и т. д.).

22. Ликвация в слитках

Так как жидкий сплав при затвердевании разделяется на составные части с различным химическим составом, то в разных местах отливки может получиться различный химический состав. Такая зональная ликвация (или ликвация в слитках — Blockseigerung) регулярно встречается во многих сплавах и вредно отзывается на различнейших их свойствах.

Понятием зональной ликвации объединяются два совершенно разных явления. Общим в них является только то, что различные части отливки имеют различный состав. При ликвации по уд. весу выделившиеся во время затвердевания кристаллы обособляются от расплава и погружаются на дно или всплывают кверху соответственно своему уд. весу. Таким образом происходит разделение сплава на фазы (Entmischung) в вертикальных сечениях. При собственно зональной ликвации химический состав, наоборот, изменяется в соответствии с процессом затвердевания, и при этом обычно происходит разделение сплава на фазы в горизонтальных сечениях.

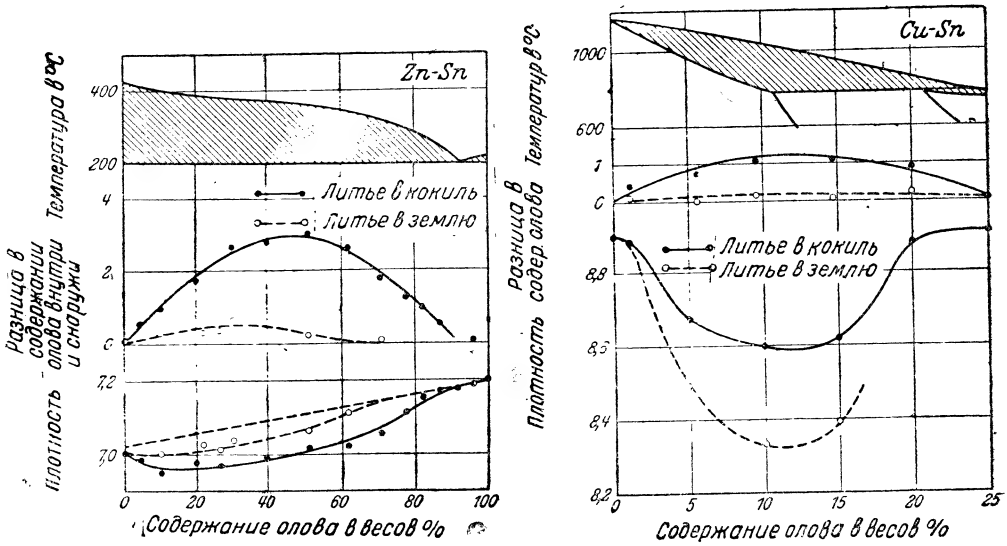
Ликвация по уд. весу тем значительнее, чем медленнее затвердевание, т. е. больше времени для разделения различных составляющих. При собственно же ликвации в слитках влияния скорости затвердевания до сих пор установить не удалось. Во всяком случае в быстро затвердевших кокильных отливках явление это очень часто выражено особенно явно.

23. Нормальная и обратная ликвация в слитках

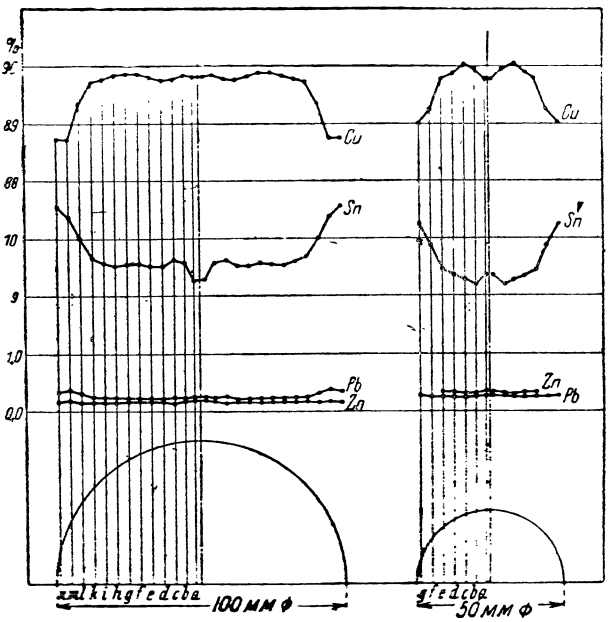
При обычной, или нормальной, ликвации наружный слой отливки отличается по своему химическому составу от среднего химического состава сплава, так же как выделившиеся первыми из расплава кристаллы. При обратной ликвации химический состав поверхностного слоя приближается, наоборот, к составу затвердевающей последней части расплава. Так как добавки к металлу в большинстве случаев понижают его точку плавления, то компонент, присутствующий в меньшем количестве, обогащает собой наружные слои. В каких сплавах или при каких условиях возникает та или иная форма ликвации, окончательно не выяснено. Однако исследования Бонера[1], проведенные им над сплавом алюминия с 4% Cu, показали, во всяком случае, что в одном и том же сплаве могут появляться обе формы в зависимости от условий охлаждения. Оказалось прежде всего, что с повышением скорости охлаждения вначале происходит нормальная ликвация, эффект которой в возрастающей степени увеличивается. Затем она вне-

[1] H. Bohner. Aluminium, Bd. 3, 1931, S. 3—19. Bd. 4, 1932, S. 24—30.

запно сменяется сильно выраженной обратной ликвацией, которая в свою очередь постепенно исчезает при дальнейшем повышении ско-



Фиг. 61 и 62. Обратная ликвация в сплавах олово-цинк и медь-олово (по Джокибе).



Фиг. 63. Ликвация в слитках из бронзы с 10% Sn.

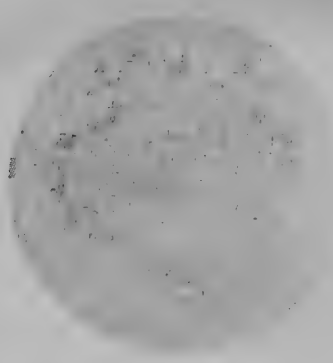
рости охлаждения. В большинстве ранее исследованных сплавов обратная ликвация особенно ярко выражена в быстро затвердевающих образцах при литье в кокиль, и. наоборот, она проявляется значительно

слабее в медленно затвердевающих образцах при литье в землю[1] (фиг. 61 и 62).

Обратная ликвация поэтому значительно преобладает над нормальной. Она может быть обнаружена как в производственных отливках, так и в лабораторных образцах большинства медных сплавов (ср. фиг. 63)[2]. Очень незначительна, однако, склонность к разделению у цинка, ликвирующего нормально, а также у алюминия и никеля в медных сплавах. В алюминиевых сплавах, из которых исследованы главным образом сплавы с содержанием около 4% Cu, медь обнаруживает значительную склонность к ликвации[3]. Далее, обратная ликвация установлена также в серебряных и золотых сплавах[4].

[illegible] на в слит- [illegible] 0,5.

Во всех этих случаях присутствующий в сплаве в меньшем [illegible]



Фиг. 65. Отлито без алюминия. Фиг. 66. Отлито с алюминием (успокоено).
Фиг. 65 и 66. Ликвационные зоны в круглых прутках томасовской стали. Отпечатки Баумана. × 1.

---

[1] K. Jokibé, J. Inst. Met., v. 31, London 1924, p. 225—256; Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 20, 1931, p. 608—648.

[2] O. Bauer u. H. Arndt, Z. f. Metallk., Bd. 13, 1921, S. 497—506, 559—564; Mitt. Mat.-Prüf.-Amt, Bd. 39, 1921, S. 79—101, Bd. 40, 1922, S. 315—317; G. Masing, Z. f. Metallk. Bd. 14, 1922, S. 204—206; R. Kühnel, Z. f. Metallk., Bd. 14, 1922, S. 462—464, Bd. 18, 1926, S. 273—278, 306—311; C. R. Reader, J. Inst. Met., v. 30, London 1923, p. 105—113; R. Genders, J. Inst. Met., v. 37. London 1927, p. 241—285, W. Claus u. H. Goecke, Giesserei-Ztg., Bd. 16, 1929, S. 73—80, 98—105, 125—132, 153—160; O. Bauer u. O. Vogel, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1931, Sonderheft 18, S. 51—83.

[3] O. Bauer u. H. Arndt, ibidem; W. Fraenkel u. W. Goedecke, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 322—324; S. M. Voronoff, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 310—316; H. Bohner. Aluminium, Bd. 3, 1931, S. 3—19, Bd. 4, 1932, S. 24—30.

[4] Roberts-Austen, Proc. Roy. Soc., v. 162, London 1875, p. 481—496; A. Bock, Chem.-Ztg., Bd. 29, 1905, S. 1199—1201; S. W. Smith, J. Inst. Met. v. 17, London 1927, p. 65—103; W. Fraenkel u. W. Goedecke, ibidem; J. H. Watson, J. Inst., Met., v. 49, London 1932, p. 347—362.

честве компонент, понижающий точку плавления сплава, обогащает наружные зоны слитка. Точка плавления цинка, наоборот, повышается уже от присадки незначительных количеств меди. В соответствии с этим в подобных сплавах цинк благодаря обратной ликвации обогащает внешние слои [1]. Висмутовые сплавы, расширяющиеся при затвердевании в противоположность большинству других сплавов, дают нормальную ликвацию [2]. В магниевых сплавах ликвация не наблюдалась [3]. В стальных слитках встречается главным образом обычная ликвация [4]. Средняя часть слитка оказывается обогащенной серой и фосфором до 4-кратного размера против среднего состава, углеродом — до 2½-кратного и в небольшом количестве — марганцом. С увеличением размеров слитка и повышением содержания углерода увеличивается и различие по составу между серединой и наружными слоями слитка. Высокое содержание серы, фосфора и углерода в структуре обнаруживается по

Фиг. 67. Капли, выступившие на поверхности алюминиевомедного слитка, обогащенные медью.

большой склонности к травлению (фиг. 64). Протравленные шлифы показывают в соответствии с химическим анализом довольно значительную ликвационную зону, которая резко отличается от чистой внешней корки. Алюминий сильно препятствует ликвации, как это видно на фиг. 65 и 66. Но и в сталях иногда наблюдается также обратная ликвация.

Особенно ярко выражена обратная ликвация в том случае, когда на поверхности отливки «выпотевают» капли (фиг. 67), которые по своему составу соответствуют приблизительно маточному раствору, затвердевающему последним, т. е. оказываются сильно обогащенными вторым компонентом. Это явление обнаружено в алюминиевожелезных [5]

---

[1] K. J[illegible], ibidem; G. Masing u. C. Haase, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 4, 1925, S. [illegible]; W. Fraenkel u. W. Goedecke, ibidem; C. Haase, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. [illegible]—262.

[2] W. Fraenkel u. W. Goedecke, ibidem; G. Masing u. H. Overlach, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. [illegible], S. [illegible]

[3] O. Bauer u. Vogel, ibidem.

[4] Ср. P. Oberhoffer, Das technische Eisen. S. 331.

[5] G. Masing u. O. Dahl, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 154, 1926, S. 189; Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 5, 1926, S. 152—159.

и алюминиевомедных [1] сплавах, бронзах и красном литье [2], а также сером чугуне [3]. Во всех этих случаях предполагается, что внутри отливок выделялся газ, который выдавливал маточный раствор через поры в поверхностном слое слитка.

Вопрос о связи ликвации с диаграммой состояния разъясняют опыты Джокибе над цинковыми сплавами и бронзами (ср. фиг. 61 и 62) [4]. По этим данным каждая часть системы, которая находится между двумя сплавами таких концентраций, при которых сплавы эти затвердевают при постоянной температуре (чистый металл, эвтектика, промежуточная фаза), ведет себя в известной мере как самостоятельная система. У границ (такой системы) различия в химическом составе между наружной и внутренней частями слитка не обнаруживается; по направлению к середине оно повышается до плоского максимума. Далее, максимальная степень ликвации определяется величиной интервала затвердевания. При этом совершенно безразлично (в противоположность существовавшему мнению), имеет ли место система, образующая твердые растворы, или система, не образующая их.

Существуют также явления, связанные с обратной ликвацией, природа которых трудно поддается объяснению. Джокибе [5] нашел, например, что медноцинковые сплавы составов, сильно ликвирующих при быстром затвердевании, обнаруживают одновременно сильную склонность к расширению и появлению пористости. Далее, Мазинг и Оверлах установили, что концентрация ликвировавших образцов уравнивается благодаря отжигу, причем одновременно же сильно понижается их плотность [6].

Согласно указаниям Гаазе факт этот связан с наличием зоны с избытком более легкоплавкого и потому более подвижного металла, подверженной вследствие ухода металла из этих мест явлению вспучивания [7]. Однако по новейшим исследованиям Джокибе (фиг. 61 и 62) между величиной ликвации и степенью неплотности сплава в различных системах и при различных условиях затвердевания не существует никакой связи [8].

24. Теория ликвации в слитках

Обычная ликвация в слитках происходит следующим образом. Кристаллы, возникающие из расплава возле наружных зон слитка, при отсутствии диффузии являются более чистыми, чем расплав

[1] E. Scheuer, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 947—951.

[2] G. E. Buttenshaw, J. Inst. Met., v. 1, London 1909, p. 196—198; W. Ramsay, J. Inst. Met., v. 20, London 1918, p. 185—187; A. B. Wilson, Foundry, v. 48, Cleveland, 1920, p. 915; F. W. Rowe, Proc. Inst. Brit. Foundrym, v. 18, 1924, p. 18; Met. Ind., London 1924, p. 611; A. Cogan, Proc. Inst. Brit. Foundrym, v. 20, 1926, p. 386; R. Genders, J. Inst. Met., v. 37, London 1927, p. 241—285; A. Schimmel, Metallographie der techn. Kupferleg., Berlin 1930, S. 98; W. B. Price a. A. J. Phillips, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, p. 80—89.

[3] Ср. P. Oberhoffer, ibidem. 571.

[4] K. Jokibé, Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 20, 1931, p. 608—648.

[5] K. Jokibé, J. Inst. Met., v. 31, London 1924, p. 225—256; ср. G. Masing u. C. Haase, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 4, 1925, S. 113—123, Bd. 6, 1926, S. 211—221.

[6] G. Masing u. H. Overlach, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 9, 1930, S. 331—338.

[7] C. Haase, Z. f. Metallk. Bd. 24, 1932, S. 258—262.

[8] K. Jokibé, Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 20, 1931, p. 608—648.

(ср. раздел 19). Происходящее в окружении этих кристаллов обогащение расплава примесями не сохраняется, однако, вследствие значительной диффузии, свойственной истинно жидкому состоянию и наличия конвекционных токов в расплаве, последний выравнивается по своему составу. Таким образом вначале может образоваться относительно чистый слой кристаллов у поверхности, в то время как расплав соответственно обогащается примесями. Так как процесс этот продолжается непрерывно, то концентрация сплава должна возрастать от наружных зон отливки по направлению к местам, затвердевающим в последнюю очередь, т. е. к середине и верхней его части.

Механизм обратной ликвации слитка вызывает до сих пор большие споры. Для объяснения его выдвигаются самые различные гипотезы[1]. Достоверно то, что только сплавы с большим интервалом расплавления обнаруживают сильную обратную ликвацию. Далее, уже Бауэр и Арндт указывали на очевидную связь этого явления с ростом дендритных кристаллов. Сообразно с этими фактами, исключая прочие предположения, явление обратной ликвации можно объяснить следующим образом[2].

Изложенное выше представление о возникновении обычной ликвации связано с предпосылкой, что маточный раствор как таковой остается в течение длительного времени нераздельным целым, что позволяет ему, во-первых, постоянно выравнивать свой состав и, во-вторых, перемещаться в любом направлении. Это, однако, может иметь место лишь при наличии относительно резкой границы между жидкой и твердой фазами, как показано на фиг. 68, *a*. Если же в сплавах с большим интервалом затвердевания и в отсутствии диффузии затвердевание продолжается от ликвидуса до температуры выделения второй составляющей, то кристаллизация соответствует схеме, изображенной на фиг. 68, *b*[3]. Дендритные кристаллы остаются тогда в соприкосновении с расплавом в широком температурном интервале и притом в значительной части сечения. Расплав же располагается в каналах между дендритами, сужающихся по направлению наружу, и потому не может быстро выравнивать свой состав. Пространственное протяжение подобной системы зависит от интервала затвердевания и может быть весьма значительным. Бронза с 10% Sn начинает, например, затвердевать при 1000° и только при 800° переходит в совершенно твердое состояние.

В соответствии с измерениями, описанными в разделе 1 (фиг. 1—4), температурные различия в отливке обычно не так велики. В случае бронзы наружная корка необязательно должна затвердевать полностью, когда кристаллизация уже доходит до середины. Исследования усадки сплавов (ср. раздел 102) показывают далее, что в процессе затвердевания сжатия не происходит вовсе, а у многих сплавов, наоборот, имеет место даже расширение объема. Усадка при затвердевании в 4% от объема, свойственная бронзе (ср. раздел 2, табл. 4), привела бы, следовательно, к соответствующему образованию пустот, если бы не происходило дополнительного всасывания расплава из внутренних частей отливки. Этот расплав, просасываясь между дендритными кристаллами, обогащается вторым компонентом. В случае бронзы этот маточный раствор под влиянием развивающегося в нем газа часто

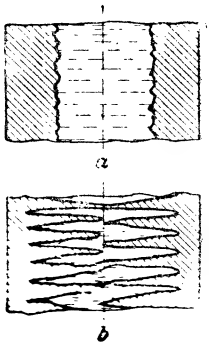
[1] R. Genders, J. Inst. Met., v. 37. London 1927, p. 241—285.

[2] O. Bauer u. H. Arndt, ibidem; R. Kühnel, ibidem; W. Fraenkel u. W. Goedecke, ibidem.

[3] O. Bauer u. H. Arndt, ibidem.

выдавливается (выпотевает) через неполностью еще затвердевшую наружную корку в виде капель, которые по различным данным содержат до 15—25% [1], в среднем около 20% Sn, т. е. примерно на 10% больше, чем затвердевшая в самом начале наружная корка среднего состава. Так как маточный раствор должен заполнить по меньшей мере 4% усадочных пустот, то он повышает содержание олова в наружной корке приблизительно на $10 \cdot 0{,}04 = 0{,}4\%$. Так как состав внутренней части слитка отклоняется от среднего состава приблизительно на такую же величину в другую сторону [2], то ликвация должна быть равной примерно 0,8%. Это довольно точно совпадает с имеющимися данными (ср. фиг. 61 и 62).

Более низкое содержание ликвирующего компонента внутри слитка по сравнению с его средним составом объясняется, вероятно, образованием пустот [3]. Последние появляются или потому, что развитие газов препятствует в этом месте всасыванию расплава из затвердевающей в последнюю очередь верхней части слитка, или вследствие того, что этому всасыванию мешает тесное переплетение дендритов. Подобное объяснение дает некоторое представление о действительном положении вещей. Однако причина возникновения значительной ликвации в сплавах с малой концентрацией отсюда еще не понятна. Элементарное представление о движении маточного раствора с высокой концентрацией в дендритных каналах нуждается при этом в известных уточнениях, так как в противном случае оно привело бы к совершенно невозможному выводу, что чистый металл ликвирует особенно сильно.



Фиг. 68. Схематическое изображение затвердевания в сечении слитка.
a—материал с постоянной температурой затвердевания, *b*—материал с большим интервалом затвердевания.

Решающим фактором для явления обратной ликвации часто считают развитие газов, происходящее во многих сплавах, особенно к концу затвердевания [4]. Исследования сплавов, расплавлявшихся в вакууме или отливавшихся в нем после частичного затвердевания, показали, однако, что ликвация остается неизменной также и в этом случае [5]. Таким образом развитие газов играет обычно подчиненную роль; и, наоборот, оно, несомненно, является причиной выдавливания капель (выпотевания) маточного раствора из середины слитка на его поверхность.

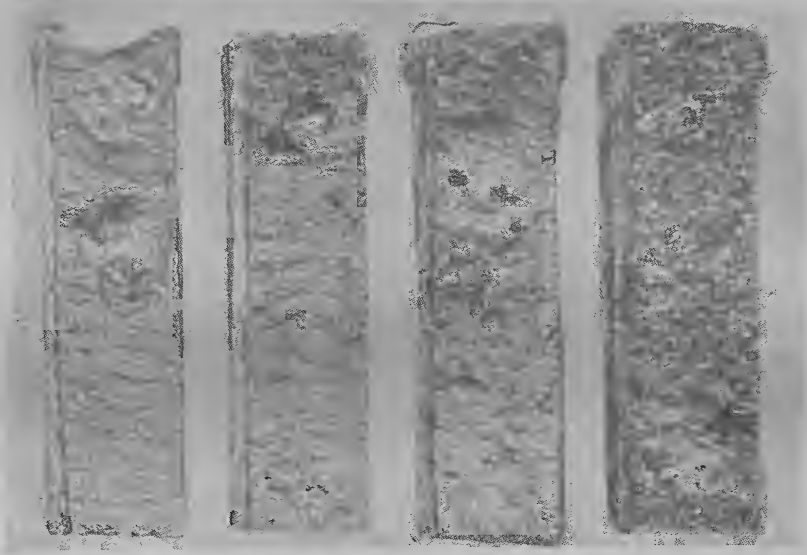
25. Ликвация по удельному весу

Явление ликвации по уд. весу основано также на том, что в расплаве образуются кристаллы иного состава. Если они значительно тяжелее или легче расплава, то в течение короткого времени может произойти сильное разделение последнего на фазы. Известны, однако, случаи, когда составляющие с небольшим различием в плотностях разделяются уже в течение короткого времени.

---

[1] H. C. Dews, The Metallurgy of Bronze, London 1930, p. 135.
[2] Ср. G. Masing u. C. Haase, ibidem.
[3] Ср. O. Bauer u. O. Vogel, ibidem.
[4] R. Genders, ibidem; G. Masing u. C. Haase, ibidem.
[5] W. Fraenkel u. W. Goedecke, ibidem; K. Jokibé, ibidem.

Явление ликвации по уд. весу используется для разнообразных целей в металлургии [1], например при извлечении серебра из веркблея по методу Паттинсона [2]. При содержании серебра ниже 2,5%, что соответствует эвтектическому составу, почти чистые кристаллы свинца оседают вниз и могут быть извлечены из ванны. Эвтектический, содержащий серебро расплав, еще примешанный к ним, при многократном повторении этого приема может быть в значительной степени отделен от свинца, причем обогащение можно довести примерно до 1,4% Ag. При этом процессе температуру следует держать незначительно выше эвтектической (304 °).



Фиг. 69. Ликвация по уд. весу в заэвтектических алюминиевокремниевых сплавах в изломе. × 0,5 (слева направо) 12% Si. 15% Si. 18% Si. 30% Si.

Вообще же в металлотехнике разделение сплава по уд. весу очень нежелательно. Значительные трудности в связи с этим возникают при литье подшипниковых металлов на свинцовосурьмяноловянной основе [3]. Выделяющиеся в первую очередь богатые сурьмой кристаллы, имеющие небольшой уд. вес, всплывают кверху. Такое разделение сплава можно предотвратить, добавляя в него медь. Последняя образует первично выделяющиеся кристаллы игольчатой формы. Они переплетаются между собой и потому не ликвидируют, а также препятствуют ликвации кристаллов, выделяющихся в дальнейшем. В чистых свинцовооловянных сплавах, из которых прессуют паяльную проволоку, часто возникает ликвация вследствие того, что расплав продолжительное время находится при температуре, лежащей между ликвидусом и солидусом в контейнере пресса. Это явление можно устранить лишь ускоренным затвердеванием слитка.

То же наблюдается в оловянистых бронзах с 20—40% Pb, которые широко применяются в последнее время благодаря своим

[1] M. Moldenhauer, Met. u. Erz, Bd. 30, 1933, S. 81—84, 103—112.
[2] K. Friedrich, Metallurgie, Bd. 8, 1911, S. 396—406.
[3] E. Heyn u. Bauer, Verh. Ver. Bef. Gewerbefleiss, 1914.

хорошим свойствам. Выделяющиеся первично кристаллы меди поднимаются кверху, в то время как обогащенный свинцом расплав оседает на дно и постепенно выделяет остаточную медь. И в этом случае с указанным явлением борются путем регулирования скорости затвердевания и добавкой тугоплавких металлов, например 1—3% Ni, которые образуют первичный кристаллический скелет[1].

В заэвтектических алюминиевокремниевых сплавах (больше 13% Si), особенно при модификации их натрием, кремний склонен к сильной ликвации[2] (фиг. 69), несмотря на малое различие по уд. весу по отношению к алюминию (2, 4 и 2, 7). При превышении определенного содержания кремния, приблизительно 25%, ликвация, однако, прекращается, так как кристаллы кремния образуют плоские, переплетающиеся между собой дендритные пластинки. Ликвацию в этих сплавах можно также предупредить, вводя добавки. Также ликвирует железо в алюминиевых сплавах, когда содержание его переходит за эвтектический состав. В алюминиевомедных сплавах состав этот лежит около 2% Fe, а в алюминиевокремниевых сплавах с высоким содержанием кремния (13%) у 0,6% Fe. Это позволяет доводить состав отходов, получаемых при шприцлитье[3] и сильно обогащенных железом, до небольшого его содержания. В силуминах, например, содержание железа можно довести до 1—1,2%[4].

В цинковых ваннах, которые стоят продолжительное время при низких температурах, осаждаются обогащенные железом и свинцом кристаллы. Таким образом происходит самопроизвольная очистка цинка в особенности от железа, которое понижает устойчивость цинка против серной кислоты.

Сильная ликвация по уд. весу обнаружена также и в сплавах серебра и меди[5].

Ликвация по уд. весу наблюдается, следовательно, преимущественно в тех случаях, когда кристаллы, выделяющиеся первично при затвердевании, компактны или не слишком многочисленны при удлиненной форме их. Одним из мероприятий, затрудняющих ликвацию по уд. весу, является введение присадок, способствующих выделению достаточного количества первичных блокирующих кристаллов. Другое мероприятие — ускорение процесса затвердевания, что, однако, не всегда возможно.

К ликвации по уд. весу относится, наконец, разделение расплава на несколько жидких фаз. Это явление используется практически при обессеребрении свинца, к которому для этой цели добавляют цинк. Цинк лишь в незначительной степени смешивается со свинцом, обладая, однако, большим сродством к серебру, которое им нацело извлекается. Содержащий серебро цинк вычерпывается дырчатыми ложками, в которых задерживаются затвердевающие кристаллы цинка, в то время как еще жидкий свинец стекает. Практическое применение в металлургии находят и другие процессы, основанные на ликвации[6].

[1] A. Schimmel, Metallographie der techn. Kupferleg., Berlin 1930, S. 93; H. C. Dews, The Metallurgy of Bronze, London 1930, p 82.

[2] R. S. Archer a. L. W. Kempf, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 581—621.

[3] Для простоты здесь применен почти дословный перевод, что соответствует русскому термину „литье под давлением".

[4] L. Frommer, Handbuch der Spritzgusstechnik. Berlin, 1933, S. 851.

[5] J. H. Watson, J. Inst. Met., v. 49, London 1932, p. 347—362.

[6] M. Moldenhauer, Met. u. Erz., Bd. 33, 1933, S. 81—84, 103—112.

ГАЗЫ И МЕТАЛЛЫ

26. Металлы и элементарные газы

На свойства литья, как уже неоднократно отмечалось, могут оказывать большое влияние даже малые количества определенных веществ. Среди прочих примесей особенно большое значение имеют газы. Взаимодействие между газами, находящимися в печной атмосфере, и расплавом может быть очень разнообразным. При затвердевании газы могут задерживаться в расплаве или же снова удаляться из него, причем в обоих случаях это обусловливает сложные изменения в литом материале.

Большая часть металлов, в том числе и благородные металлы, жадно поглощают в расплавленном состоянии определенные газы. При этом могут быть два случая: либо расплав реагирует с газом, образуя соединение, которое выделяется из сплава; расплав тогда оплаковывается; либо газ растворяется в расплаве; тогда он не обнаруживает внешне никаких изменений.

В практике наблюдается часто, что сравнительно небольшие количества газа растворяются, большие же приводят к образованию шлаков. Подобным образом ведут себя медь и кислород, образуя такую же систему, как обычные сплавы. Жидкая медь смешивается с кислородом в любых отношениях по крайней мере до количества, соответствующих соединению Cu_2O, что следует из диаграммы состояния Cu-O или $Cu-Cu_2O$. Что подобные сплавы при повышенных содержаниях кислорода трудно или вовсе невозможно получить вследствие высокой точки плавления и малого уд. веса Cu_2O, в рассматриваемом случае не играет роли.

Однако необходимым условием для существования подобных равновесных соотношений является столь высокое парциальное давление соответствующего газа при рассматриваемых температурах, чтобы практически весь газ поглощался металлом. В случае системы медь-кислород реакция $2Cu + O \rightleftarrows Cu_2O$ должна, следовательно, протекать направо. Этот случай осуществляется в действительности, так как при 1200° парциальное давление газообразной фазы составляет всего 5 *мм* рт. ст. Если медь расплавляется в вакууме, то происходит обратная реакция до тех пор, пока парциальное давление кислорода не достигнет 5 *мм* рт. ст. Таким образом плавка в вакууме позволяет очищать медь от кислорода.

Эти соображения важны постольку, поскольку они указывают, что взаимодействие между газами и металлами зависит от условий давления. Раствор кислорода в серебре рассматривался ранее как вообще единственный истинный раствор кислорода в металле. Однако подобный же случай имеет место и при растворении кислорода в меди при очень малых давлениях. И. наоборот, Аллену [1] удалось показать, что при высоких давлениях кислорода точка плавления серебра понижается, так же как и в случае меди. Это указывает вероятно на существование эвтектики $Ag-Ag_2O$.

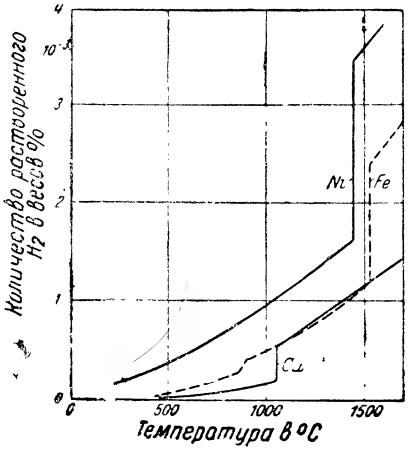
---

[1] N. P. Allen, J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 317—346.

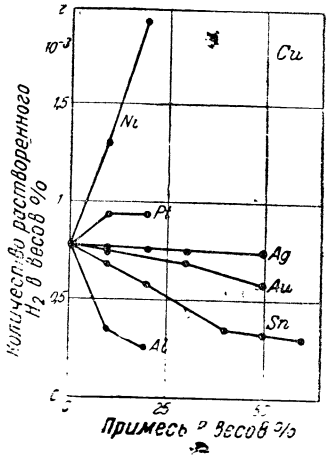
27. Растворимость различных газов в жидких металлах

Растворимость различных газов в важнейших металлах особенно обстоятельно исследована Сивертсом и его сотрудниками [1].

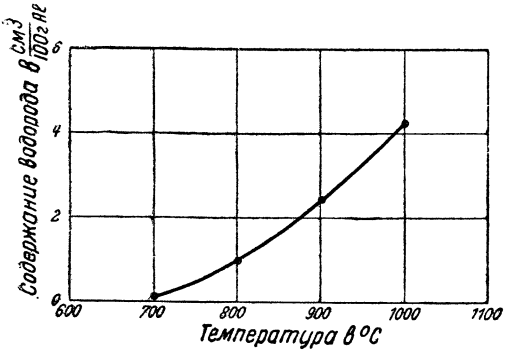
Ряд металлов в жидком состоянии особенно хорошо растворяет водород. Сюда относятся медь, никель, железо [2], алюминий [3] и, пови-



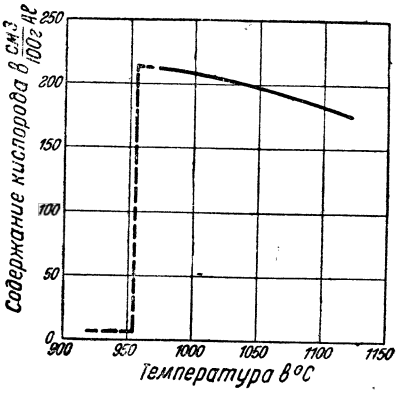
Фиг. 70. Растворимость водорода в различных металлах (по Сивертсу).



Фиг. 71. Растворимость водорода в алюминии (по Рентгену и Брауну).



Фиг. 72. Растворимость водорода в медных сплавах (по Сивертсу).



Фиг. 73. Растворимость кислорода в серебре (по Сивертсу и Гагенаккеру).

димому, также кобальт (ср. фиг. 70 и 71). Во всех этих случаях водород большей частью выделяется снова при затвердевании металла.

[1] A. Sieverts, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 37—46.

[2] A. Sieverts u. W. Krumbhaar, Z. f. physik. Chem., Bd. 60, 1907, S. 129, Bd. 74, 1910, S. 277; Ber. dtsch. chem. Ces., Bd. 43, 1910, S. 893; A. Sieverts, Z. f. physik. Chem., Bd. 77, 1911, S. 591—613; E. Martin, Arch. Eisenhüttenwes; Bd. 3, 1929/30, S. 407—416.

[3] J. Czochralski, Z. f. Metallk., Bd. 14, 1922, S. 277—285; Bircumshaw, Philos. Mag., 1926, p. 510; K. Iwasé, Sci Rep. Tôhoku Univ., v. 15, 1926. p. 531—566; P. Röntgen u. H. Braun, Metallwirtschaft., Bd. 11, 1932, S. 459—463, 471—472.

В случае меди одни присадки повышают эту растворимость, другие понижают ее (фиг. 72).

Кислород растворяется только в серебре и притом в очень высокой степени [1] (ср. фиг. 73). При температуре плавления серебро поглощает по объему в 23 раза большее количество кислорода, считая на температуру 0°, что для температуры плавления составляет приблизительно 100-кратный объем серебра. При затвердевании расплава кислород обычно освобождается, причем происходит разбрызгивание металла и образование пузырей в серебре и серебряных сплавах. Платина и палладий в расплавленном состоянии также растворяют кислород. Степень этой растворимости, однако, не установлена [2]. О растворимости кислорода в меди уже говорилось в предыдущем разделе.

Растворимость азота в жидких металлах установлена до сих пор лишь для железа [3].

28. Зависимость растворимости газов от давления

Количество растворенного в металле газа зависит кроме температуры еще и от количества этого газа в атмосфере, следовательно, от его парциального давления. По Сивертсу для всех без исключения газов (также в твердом состоянии) количество растворенного газа m пропорционально квадратному корню из давления p:

$$m = k\sqrt{p},$$

где k — постоянная, зависящая от вещества и температуры. В основу этой зависимости принято допущение, что газы в металле растворены атомарно. В этом случае, если здесь применимы законы, определяющие растворение газов в жидкостях вообще, количество растворенного газа должно быть пропорционально парциальному давлению того же газа в газообразной фазе (атмосфере), следовательно, давлению p_1 атомов водорода:

$$m = k_1 p_1.$$

Это фактически и имеет место, так как каждый газ несколько диссоциирован по закону действия масс. Этот закон дает для равновесия между одним и тем же газом в двух- и одноатомном состоянии отношение:

$$p_1^2 = k_2^2 p,$$

откуда

$$m = k_1 k_2 \sqrt{p} = k\sqrt{p}.$$

Та же зависимость справедлива, однако, и для растворения SO_2 в меди, где подобные расчеты применимы без соответствующих оговорок.

---

[1] A. Sieverts u. J. Hagenacker. Z. f. physik. Chem., Bd. 68, 1909, S. 115—128; Staecie a. Johnson. Proc. Roy. Soc., v. 112, London 1926, p. 542, v. 117, 1928, p. 662; N. Parravano a. G. Malquori, Rend Lincei, v. I, 1925, p. 417—423, 622—626.

[2] A. Sieverts, ibidem; C. S. Sivil. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst., Met. Div., 1931, p. 246—261.

[3] E. Martin, ibidem.

29. Металлы и сложные газы

Очень сложны отношения между металлами и сложными газами. Весьма часто сложные газы, если они вообще реагируют с металлом, разлагаются последними. В таком случае один из компонентов ошлаковывается, другой растворяется, как например, в случае воды и алюминия:

$$2Al + 3H_2O \rightleftarrows Al_2O_3 + 6H \text{ (растворяется)}.$$

Стрелка указывает, в каком направлении реакция имеет практическое значение. В других случаях один из компонентов освобождается, другой растворяется, как это, например, возможно в случае углекислого газа и меди [1], очевидно, по формуле:

$$2Cu + CO_2 \rightleftarrows CO \text{ (освобождается)} + Cu_2O \text{ (растворяется)}.$$

Необходимо, однако, подчеркнуть, что в жидком состоянии Cu_2O, как таковая, не образуется, а речь идет о растворе кислорода в меди, так что медь является в известной степени лишь катализатором для следующей реакции:

$$CO_2 \rightleftarrows CO \text{ (освобождается)} + O \text{ (растворяется)}.$$

Далее один из компонентов может ошлаковываться, другой — освобождаться, как например, в случае CO_2 и алюминия:

$$3CO_2 + 2Al \rightleftarrows Al_2O_3 + 3CO \text{ (освобождается)}.$$

Этот случай для нас не представляет никакого интереса, так как свойства расплава не изменяются, поскольку глинозем может легко отделяться в виде шлака. Наконец, оба компонента могут растворяться, как это происходит, повидимому, судя по опытам Аллена в случае меди и воды, где реакция протекает по формуле:

$$2Cu + H_2O \rightleftarrows Cu_2O \text{ (растворяется)} + 2H \text{ (растворяется)}.$$

Возможно также, что сложные газы растворяются в расплаве, так же как и элементарные. Этот случай имеет место для SO_2 и меди [2]. Отношения между этими компонентами по Сивертсу имеют совершенно тот же характер, что и между металлами и элементарными газами. Однако, следует, повидимому, принять, что реакция в этом случае протекает аналогично реакции в случае воды и меди, по формуле:

$$6Cu + SO_2 = 2Cu_2O \text{ (растворяется)} + Cu_2S \text{ (растворяется)}.$$

Фактически в меди часто обнаруживают включения Cu_2S наряду с Cu_2O. В то же время при связывании кислорода в меди оловом выделения SO_2 при затвердевании не происходит. Вопрос о том, имеет ли основание подобная аналогия и какая точка зрения является наиболее правильной, решат дальнейшие исследования.

SO_2 растворяется также в магнии, из которого это соединение также освобождается при затвердевании [3]. Здесь, повидимому, имеет место действительное растворение газа, так как возможные продукты реакции — MgO и MgS, — которые образуются и при более высоких температурах, в магнии нерастворимы.

---

[1] N. P. Allen, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 81—124.

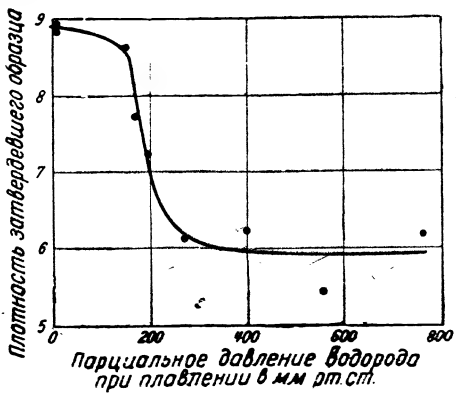
[2] A. Sieverts u. E. Bergner, Z. f. physik. Chem., Bd. 82, 1913, S. 257; A. M. Stubbs, J. chem. Soc., v. 103, 1913, p. 1445—1461; P. Siebe, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 311—315; P. Röntgen u. G. Schwietzke, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 117—120.

[3] W. Schmidt, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 44.

30. Медь, кислород и водород

Повидимому, только точка зрения Аллена позволяет объяснить те важные взаимоотношения, которые возникают между медью, кислородом и водородом в общем случае, т. е. когда два последние вещества присутствуют в количествах, не отвечающих их отношению в H_2O. При этом речь может итти только об избытке водорода в атмосфере, так как свободный кислород нацело поглощается расплавом. Чтобы уяснить себе эти взгляды, необходимо кратко познакомиться с опытами Аллена. Они дадут нам возможность в то же время понять процесс образования пузырей в отливах.

Аллен провел ряд опытов, в результате которых он установил прежде всего, что не содержащая кислорода электролитическая медь при медленном затвердевании получается плотной, тогда как быстрое затвердевание связано с образованием крупных пузырей внутри отливки[1]. Причиной этого является, повидимому, весьма энергичное происходящее наподобие взрыва выделение водорода из пересыщенного им расплава. Обработка газами, например азотом, окисью углерода и углекислотой, практически нерастворимыми в меди, а также плавление в вакууме при давлении в 60 *мм* рт. ст. уничтожают этот вид неплотности в отливке (фиг. 74). Повидимому, расплав при этом не освобождается полностью от водорода. Последний удаляется лишь в такой степени, что уже не выделяется при затвердевании, а остается растворенным в меди в твердом состоянии (ср. фиг. 70). При введении кислорода в отливке возникают известные из практики мелкие распределенные пузыри между дендритами. Введение раскислителей, например фосфора и железа, снова сообщает плотность отливке. Последнее достигается, однако, лишь в том случае, если расплав действительно освобождается при этом от кислорода. Если раскислители выгорают и медь снова поглощает кислород, то отливка опять становится пористой. При введении в жидкую медь водяного пара он разлагается. Медь поглощает освобождающийся при реакции разложения кислород, и в атмосфере возникает парциальное давление водорода, которое тем менее, чем больше кислорода содержит расплав.



Фиг. 74. Образование пузырей в не содержащей кислорода меди при различных давлениях водорода (по Аллену).

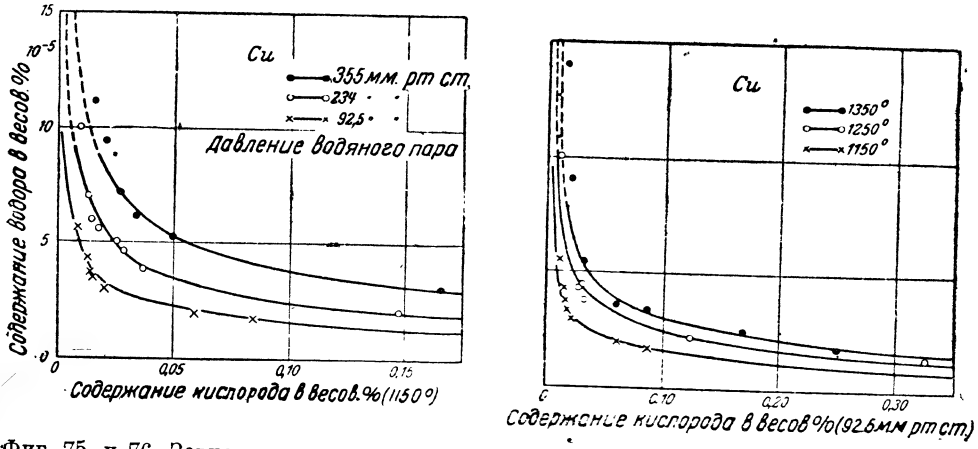
Из парциального давления водорода можно по Сивертсу вычислить содержание водорода в расплаве[2]:

$$m_{\text{н}} = \frac{\sqrt{p_{\text{н}}}}{44{,}5},$$

[1] N. P. Allen, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 81—124; N. P. Allen a. T. Hewitt. J. Inst. Met., v. 51. London 1933, p. 257—275.

[2] A. Sieverts u. W. Krumbhaar, Z. f. physik. Chem., Bd. 74, 1920, S. 277; A. Sieverts, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 37—46.

где $m_н$ выражается в *мг* на 100 *г* с коэфициентом 10^{-5}, а p — в *мм* рт. ст. Из вышеприведенных результатов опытов оказывается вместе с тем (ср. фиг. 75 и 76), что жидкая медь содержит в растворенном виде как кислород, так и водород. При этом водорода растворяется тем

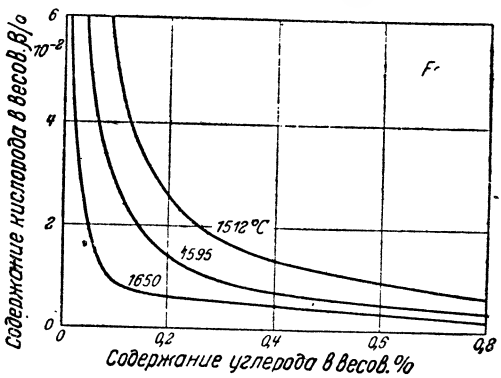


Фиг. 75 и 76. Зависимость между содержанием водорода и кислорода в меди при различном давлении водяного пара и различных температурах (по Аллену и Хьюитту).

больше, чем меньше содержание кислорода. Количество растворенного водорода $m_н$ зависит поэтому не только от содержания кислорода m_0 и температуры, но еще и от давления водяного пара p_{H_2O}. Последняя зависимость определяется формулой:

$$m_н = A\sqrt{\frac{p_{H_2O}}{m_0}},$$

где A — постоянная, зависящая от температуры.



Фиг. 77. Равновесие между жидким железом, углеродом и кислородом (по Хёрти, Смитзельсу и Гессенбруху).

Подобные же соотношения были уже найдены ранее Герти[1] для углекислоты и железа. Фиг. 77 показывает состояние равновесия между железом, кислородом и углеродом при различных температурах. Этот случай представляет еще большую аналогию со случаем SO_2 с медью, так как здесь также каждая из составляющих сама по себе поглощается в неограниченном количестве.

В соответствии со сказанным выше совершенно безразлично, откуда поступают растворенные вещества. В конечном счете всякий раз устанавливается равновесие различных фаз. Как видно из вышеприведенных равенств, состав атмосферы имеет при этом решающее значение.

[1] Ср. C. J. Smithells u. W. Hessenbruch, Beimengungen und Verunreinigungen in Metallen, Berlin 1931, S. 125.

Повидимому, очень часто будет иметь место необязательно равновесное состояние. Так, известно и подтверждается опытами Аллена, что водород не может быть нацело удален из расплава в нейтральной атмосфере. То же относится и к водороду в алюминии. Зависит ли это от очень малой скорости этих процессов или тут возможны явления пересыщения, остается пока еще предметом обсуждения.

31. Определение растворенных газов

Точные определения газов можно производить путем откачивания их из жидкого металла [1]. При этом разлагаются также и связанные газы в большей или меньшей степени в зависимости от температуры и продолжительности опыта, особенно в тех случаях, когда вводится какой-нибудь восстановитель, например водород или углерод.

Анализ содержания газов в технических материалах дает очень колеблющиеся результаты. Наибольшие количества газов обнаруживаются в никеле. В основном это водород и окись углерода в различных соотношениях, содержание которых достигает 50-кратного объема металла (около ½% по весу). В меди найдены водород, сернистый ангидрид и окись углерода в количествах обычно меньше 3 $см^3$ в 100 $г$ металла; в алюминии главным образом водород в количествах до 17 $см^3$ на 100 $г$ металла (0,0015% по весу) [2], а также в латунях и бронзах [3]. Сталь содержит водород, азот и в отдельных случаях особенно много кислорода.

Систематических исследований по определению содержания газов в расплаве при различных условиях работы, повидимому, не производилось. Только опыты над алюминием и силумином, приведенные в табл. 4, показывают, что содержание газа постоянно снижается при тщательной переплавке. Водород, поглощаемый при электролизе, судя по этим данным, лишь медленно удаляется из алюминия, даже при переплавке в вакууме.

Точный газовый анализ, требующий дорогих и очень точных приборов, дает надежные результаты лишь при очень тщательном проведении испытания. Определяемые количества газов в некоторых материалах очень незначительны, причем их не удается извлекать нацело. В тех случаях, когда в расплав вводят добавки, чтобы получить только газообразные продукты, реакция не всегда протекает полностью [4].

В практике довольствуются поэтому качественным определением содержания газа по Шейеру [5], помещая пробу металла в вакуум, где ему дают затвердеть. Если образец содержит газ, то в нем образуются пузыри больших или меньших размеров (ср. раздел 95).

Для возможности сравнения полученных результатов необходимо поддерживать одинаковое давление (несколько *мм* рт. ст.) и одинаковые условия охлаждения.

---

[1] Ср. W. Hessenbruch, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 46—57; C. J. Smithells u. W. Hessenbruch, ibidem, S. 33 f., 131 f.; J. H. Scaff a. E. E. Schuhmacher, Met. and Alloys, v. 4, 1933, p. 7—12.

[2] Ср. H. Nipper, Z. f. Metallk., Bd. 25, 1933, S. 65—67.

[3] H. C. H. Carpenter a. C. F. Elam, J. Inst. Met., v. 19, London 1918, p. 155—220; T. G. Bamford a. W. E. Ballard, J. Inst. Met., v. 24, London 1920, p. 155—200.

[4] Ср. E. Czermak u. O. v. Keil-Eichenthurn, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 6, 1932/33, S. 145—147.

[5] E. Scheuer, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 947—951; R. Sterner-Rainer, Z. f. Metallk., Bd. 23, 1931, S. 274—282.

Таблица 4

Содержание газов в алюминии и силумине после различной обработки

Материал	Обработка	Количество образцов	Содержание водорода $см^3/_{100}$ г
Алюминий	Полученный электролизом	6	12,4
	Отливка в кокиль, плавка в угольной печи сопротивления	2	3,2
Силумин	Полученный электролизом	12	12,0
	Отливка в кокиль, плавка в газовой печи	2	6,1
	Отливка в кокиль, плавка в угольной печи сопротивления	2	5,4
	Отливка в кокиль, плавка в вакууме .	5	2,0
	Продутый струей H_2, 30 мин. 800° . .	2	8,5
	То же 900°	2	9,0
	То же 1000°	2	14,6

32. Происхождение газов в металлах

Газы, содержащиеся в технических металлах, могут быть различного происхождения. Металлы, получаемые путем электролиза, содержат обычно довольно значительные количества водорода. Это относится в одинаковой мере как к алюминию, полученному при этой операции из расплава, так и к меди, осаждаемой из водных растворов (катоды) и т. д.

Медь содержит кроме того включения сульфатов, которые при расплавлении восстанавливаются. Подобного качества медь при непосредственной переплавке становится пористой, вследствие выделения водяного пара, а также SO_2 [1]. Поэтому ее рафинируют, причем наряду с другими вредными примесями при окислительном процессе извлекают также серу, соответственно регулируя пламя в печи. Водород при этом также удаляется в значительной степени. Цель этой операции достигается, однако, лишь в том случае, если расплав настолько обогащается кислородом, что отливка в таком виде не поддается механической обработке. Поддерживая затем восстановительное пламя и производя дразнение березовыми шестами, снова понижают содержание кислорода в расплаве (ср. фиг. 78). При этом (как указывалось в разделе 30) содержание водорода соответственно увеличивается (ср. фиг. 75). Последнее приводит, как показывает фиг. 78, к увеличению пористости в отливке [2]. Готовность меди к литью после дразнения определяется тем, что неплотности в отливке составляют около 5% (ср. раздел 72). Это соответствует в условиях производственной работы содержанию кислорода в 0,03%.

Из приведенного примера видно, что содержание газа в расплаве в первую очередь зависит от состава печной атмосферы.

В то время как при плавке меди состав печных газов регулируется в желательном направлении, для большинства других металлов и спла-

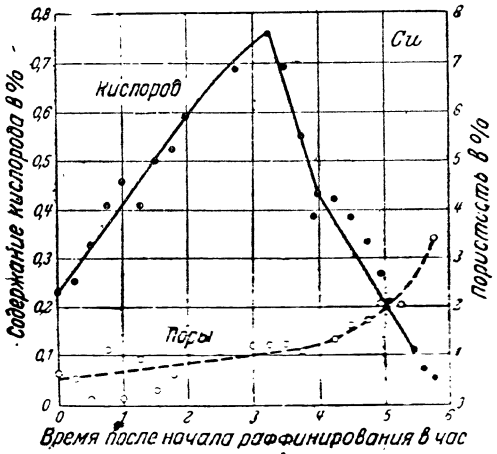
[1] Hampe, Z. Berg,-Hütt.-u. Sal.-Wes., 1874, S. 93; P. Siebe. Z. f. Metallk., Bd. 19 1927, S. 311—315.

[2] A. E. Wells a. R. C. Dalzell, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 349—367.

вов получение хорошей плавки всегда является в большей или меньшей степени случайным.

Неполнота освобождения металла от газа (о чем говорилось в разделе 30) также затрудняет определение качества сплава: является ли он хорошим или вследствие слишком высокого содержания газа его следует рассматривать как низкокачественный.

Как бы то ни было, в данное время общеизвестно, что плавление в нейтральной атмосфере [1] для многих металлов связано с значительно лучшим качеством литья, чем плавление в печи, в атмосфере которой содержатся водород, водяной пар и сернистый ангидрид. Особенно опасным при этом является водяной пар, так как наличие его в известных количествах неизбежно, а присутствие и источники попадания его в сравнительно больших количествах в плавку трудно определимы [2].



Фиг. 78. Плотность образцов меди в процессе рафинирования (по Уэльсу и Дэлзелу).

Температуры плавки и литья при опасности поглощения газов должны выбираться возможно низкими [3]. Наблюдениями было установлено, что отливка тем более пориста, чем выше были температуры нагрева расплава [4].

По этим причинам о пригодности различных типов печей судят, исходя из следующих соображений. В обычных случаях лучше всего производить плавку в тигле, так как при этом газообразные продукты сгорания могут быть изолированы от расплава и малый объем (kleine Einheiten) позволяет сократить длительность плавки. В соответствии с этим электрический нагрев тигля, в особенности путем индукции, является идеалом. В качестве топлива весьма пригодным считается кокс, причем он не должен по возможности содержать серы и воды. Вследствие содержания этих веществ, а также водорода, при газовом и нефтяном нагреве удалению газов необходимо уделять большое внимание. Применение безтигельных электрических печей весьма целесообразно в смысле поддержания желательной атмосферы в рабочем пространстве. Но так как емкость этих печей обычно велика, то длительное выдерживание расплава может повлиять неблагоприятно, особенно если металл в ванне находится в состоянии сильного движения. Пламенные печи дают, как правило, низкокачественное литье, если плавка в них производится без особых предосторожностей. С другой стороны, при опытном плавильщике они могут быть лучшим агрегатом, чем любой другой тип печи, как это было уже указано на примере

[1] K. W. Bolton a. S. A. Weigand. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1929, p. 475—497.
[2] D. Hanson a. J. G. Slater. J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 187—215.
[3] N. F. Budgen. J. Inst. Met., v. 42, London 1929, p. 119—140.
[4] W. Rosenhain, S. L. Archbutt a. S. A. E. Wells, J. Inst. Met., v. 29, London 1923, p. 191—216; D. Hanson a. J. G. Slater, ibidem.

меди. Необходимым условием этого является тщательная регулировка печной атмосферы, длительности плавки и т. д.

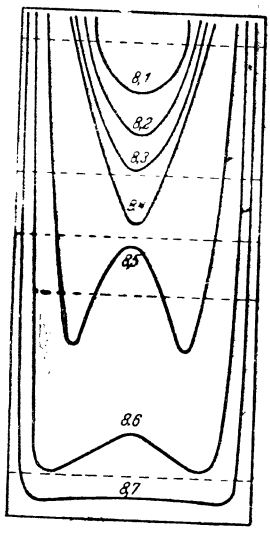
Чтобы повлиять при этом на состояние плавки в желательном направлении, часто используют также выгоды шлакового покрова [1]. Это мероприятие имеет своей целью не только защитить ванну от окисления и насыщения газами, но способствует прежде всего установлению химического равновесия, которое обеспечивает лучшее и более равномерное качество материала. Роль шлаков при плавке цветных металлов еще мало изучена.

Кроме собственно условий плавки на содержание газа в расплаве может оказать влияние также всякое соприкосновение металла с посторонними материалами как в самой печи, так и на пути от печи до формы. Особенно вредна опять-таки влага, которая может присутствовать в печной кладке (на стенках тигля, в футеровке литейного ковша), в защитном покрове (древесный уголь) и т. д. [2].

Наконец, известное значение имеет также состояние исходного металла, поступающего в плавку. Влажный металл следует сушить перед загрузкой его в печь, причем эта операция может производиться также и в самой печи. Очень неблагоприятное влияние при плавке медных сплавов оказывает иногда наличие масла. В алюминии и алюминиевых сплавах содержание газа может повышаться при применении прокорродировавшего материала, содержащего гидрат окиси алюминия $Al(OH)_3$, т. е. опять-таки воду [3]:

$$2\,Al(OH)_3 \rightleftarrows Al_2O_3 + 3\,H_2O.$$

Почему принято считать, что загрязненный скрап оказывает неблагоприятное влияние на качество плавки, неясно. Если, однако, скрап подвергается специальному процессу переплавки, то свойства получаемых при этом алюминиевых сплавов могут ухудшаться, повидимому, только из-за присутствия нежелательных металлических примесей [4].



Фиг. 79. Распределение плотности в медном слитке (по Аллену и Хьюитту).

33. Пористость в литье

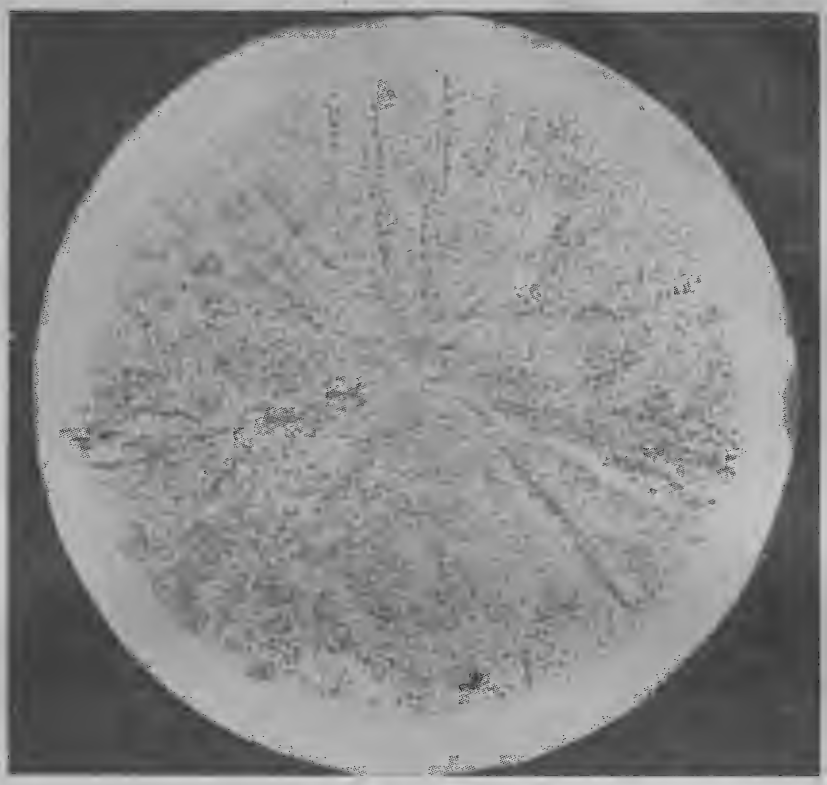
Свойства литья в значительной степени зависят от содержания в нем газов, что, однако, трудно поддается контролю. Если расплав в момент затвердевания содержит большее количество газов или веществ, способных выделять газы, чем их может быть растворено в твердом состоянии, то при затвердевании происходит выделение газа из металла. При очень высоком содержании газов (например в случае кислорода в серебре), когда оно по объему во много раз превышает

[1] E. Kohlmeyer, Metallwirtschaft, Bd. 7, 1928, S. 1199—1204.
[2] Ср. A. v. Zeerleder, J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 228—229.
[3] D. Hanson a. J. G. Slater, J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 216—237.
[4] R. Steiner-Rainer, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 269—271, 422, Bd. 23, 1931, S. 274—282.

Фиг. 80. Часть сечения медного вайербарса. Травление 20%-ной HNO_3 на выявление пористости. ×1

Фиг. 81. Рентгеновский снимок образца, вырезанного из медного вайербарса. ×1

Фиг. 82. Рентгеновский снимок диска, вырезанного из бронзового (10% Sn). ×1



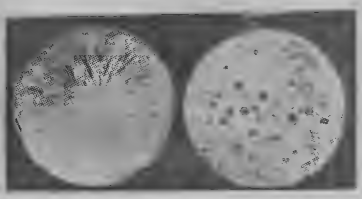
Фиг. 83. Рентгеновский снимок диска, вырезанного из латунного слитка (67% Cu). ×1

Фиг. 8 Плотный брусок.

Фиг. 85. Неплотный брусок.

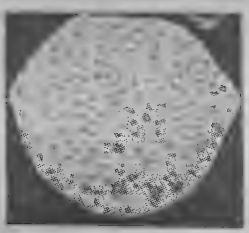
Фиг. 84 и 85. Рентгеновский снимок (позитив) плотного и неплотного красного литья. ×2

объем металла, при затвердевании наблюдается сильное выделение газа, сопровождающееся известным явлением разбрызгивания металла. Литье получается тогда очень пористым[1]. Однако в большинстве случаев явления, вызываемые присутствием газов, проявляются внешне в гораздо меньшей степени. Часто даже не представляется возможным уверенно сказать, что они вызваны выделением газов.



Фиг. 86. Фиг. 87.

Фиг. 86 и 87. Рентгеновский снимок дисков, вырезанных из силуминовых слитков с круглыми и вытянутыми газовыми пузырями. ×0,8



Фиг. 89. Рентгеновский снимок образца, вырезанного из болванки американского сплава с разветвленными дендритными порами. ×1

Фиг. 88. Шлиф и рентгеновский снимок образца электронного литья. ×1 Шлиф. Рентгеновский снимок.

Если литье, например обычные медные вайербарсы, не обнаруживает усадочных раковин (ср. фиг. 90, а обладает приблизительно тем же объемом, как и плавка, или если поверхность отливки оказывается несколько вогнутой, то это является несомненным результатом выделения газа. Усадка при затвердевании должна в таком случае проявляться в форме каких-либо пустот внутри отливки. Последнее ясно уже из того, что плотность меди в таком литье всегда значительно

[1] S. Streicher, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 205—210; N. P. Allen, J. Inst., Met. v. 49, London 1932, p. 317—346.

ниже физической плотности меди, составляя 8,1—8,6 против 8,94[1]. Этого различия вполне достаточно, чтобы предупредить образование усадочных раковин. Фиг. 79 показывает распределение плотности в медном слитке, отлитом в вертикальную изложницу. Причину этого явления нелегко установить. Однако на протравленных шлифах (фиг. 80) или еще лучше на рентгеновских снимках (фиг. 81) видно, что кристаллы в подобном литье пронизаны многочисленными мелкими, круглыми, расположенными в виде дендритов порами[2]. Опыты Аллена и Стрита[3] с медноникелевыми сплавами показали, что при наличии таких газовых пор плотность отливки отличается от физической плотности меньше чем на 5%. Поры эти, следовательно, компенсируют усадку при затвердевании (ср. раздел 4). Если вследствие более сильного газообразования плотность уменьшается еще сильнее, то наряду с дендритными порами возникают более крупные газовые пузыри.

Особенно ясно выражены дендритные поры также в бронзе, латуни и красном литье, как это видно на рентгенограммах фиг. 82 и 83. Однако в этих случаях пористость обычно значительно меньше[4] и не может быть отнесена определенно за счет выделения газов. Образцы плотного и неплотного красного литья на фиг. 84 и 85 различаются по плотности всего на 2,6% (8,69 против 8,47).

Другие сплавы, например большинство алюминиевых[5], обнаруживают обычно гораздо большую газовую пористость. В эвтектических сплавах, например в силуминах, высокое содержание газа является причиной образования большого количества пор величиной до нескольких миллиметров (фиг. 86), а малое содержание газа вызывает появление немногих больших пузырей, если затвердевание происходит медленно и при отсутствии сообщения отливки с атмосферой (ср. раздел 95). В отливках со столбчатой макроструктурой пузыри часто вытянуты вдоль границ зерен (фиг. 87).

Другой часто наблюдаемый вид пористости, который также, вероятно, связан с содержанием газов, это — рыхлость (ср., например, фиг. 88) и мелкая дендритная усадочная пористость, например в американском сплаве (92% Al, 8% Cu) (фиг. 89).

34. Пористость и механические свойства

Является ли пористость в материале недостатком вообще? С точки зрения механических свойств литья пористость, естественно, вредна, поскольку она понижает допустимую нагрузку на материал и его пластичность. Что же касается численного выражения этого влияния пористости на механические свойства, то прежде всего необходимо уста-

[1] O. Bauer u. G. Sachs, Met. u. Erz, Bd. 24, 1927, S. 154—164; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1927, Sonderheft 3, S. 28—41; N. P. Allen, J. Inst. Met., Bd. 43, London 1930, S. 81—124; N. P. Allen u. T. Hewitt, J. Inst. Met., Bd. 51, London 1933, S. 257—275.

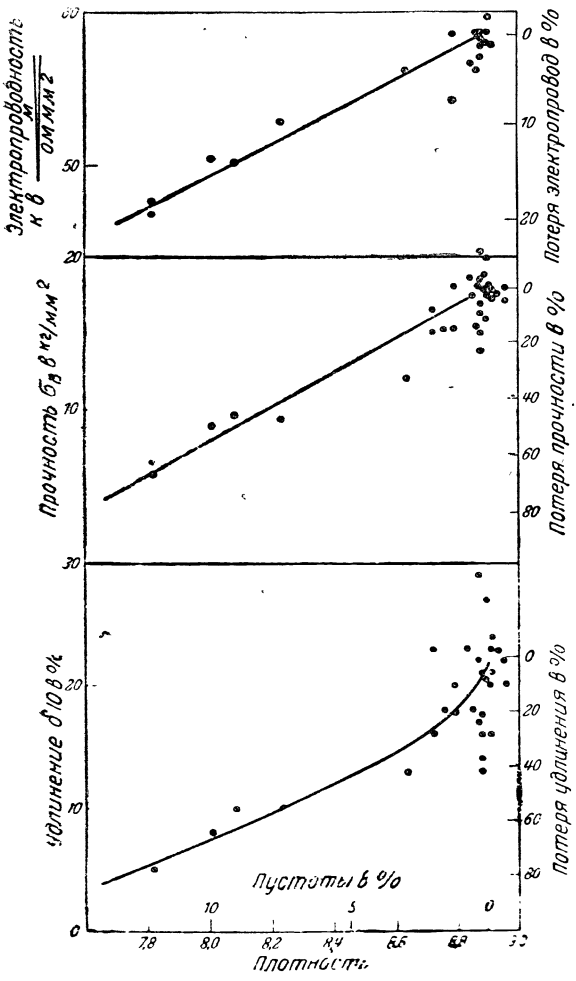
[2] O. Bauer u. G. Sachs, ibidem; E. Seidl u. E Schiebold, Z. f. Metallk., Bd. 18, 1926, S. 241—246, 315—321, 343—346; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1927, Sonderheft 3, S. 42—67.

[3] N. P. Allen a. A. C. Street, J. Inst. Met, v. 51, London 1923. p. 233—256.

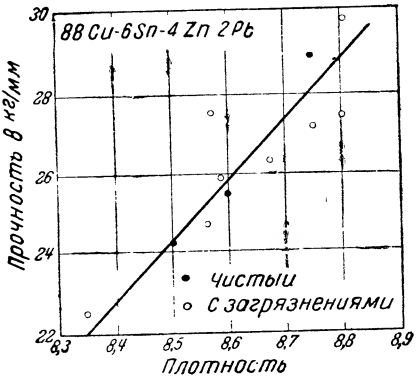
[4] G. L. Bailey, J. Inst. Met., v. 39, London 1928, p. 191—208; E. J. Daniels, J. Inst. Met., v. 45, London 1930, p. 215; O. Bauer u. O. Vogel, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst, 1931, Sonderheft 18, S. 51—83.

[5] N. F. Budgen, J. Inst. Met., v. 42, London 1929, p. 119 — 140.

новить определенную единицу, которой можно было бы характеризовать это влияние. В отдельных случаях можно было бы непосредственно измерять ослабление поперечного сечения, вызванное наличием пузыря или поры, особенно если мы в состоянии уже предварительно установить это рентгенографическим путем. Однако при очень изви-



Фиг. 90. Прочность, удлинение и электропроводность медного литья в зависимости от плотности.



Фиг. 91. Прочность красного литья в зависимости от плотности (по Болтону и Вейганду).

листом очертании отдельных пустот или при многочисленности очень мелких пор этот метод неприменим. В таком случае единственным непосредственным критерием для определения пористости остается обычно уменьшение плотности.

Влияние пористости, как уже указывалось, очень сильно зависит от ее характера. Так, при исследовании шприцлитья из алюминиевых сплавов удалось установить, что удлиненные крупные пузыри воздуха понижают прочность образцов прямо-пропорционально ослаблению их поперечного сечения[1]. Гораздо более сильное ухудшение механических свойств вызывают пузыри в медном литье (ср. фиг. 90).

Известно, однако, что плотность медного литья можно повышать, применяя расширители[2]. На фиг. 90 видно, что пустоты в необработанном медном литье могут понижать его плотность до 12%. При круглой форме пор и равномерном их распределении они должны были бы

[1] L. Frommer, W. Kuntze u. G. Sachs, Z. VDI, Bd. 73, 1929, S. 1609—1612.
[2] A. Burkhardt u. G. Sachs, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 239—242.

в той же степени сказаться на ослаблении поперечного сечения, а вместе с тем и прочности. В действительности же прочность и в равной мере удлинение понижаются приблизительно на 70%. Форма и расположение пор, следовательно, таковы, что сцепление материала в известных сечениях очень сильно ослабляется. Это связано, повидимому, с наблюдаемыми в медном литье очень мелкими пузырьками, расположенными дендритными цепочками (см. фиг. 80). Электропроводность, напротив, понижается при этом лишь несколько сильнее, чем это соответствует уменьшению объема. Ясно также, что сильное местное ослабление проводника лишь в небольшой степени повышает электросопротивление. Из приведенного примера видно, насколько трудно устанавливать влияние пористости в отливке и насколько сильно, с другой стороны, оно может проявляться практически. Особенно неблагоприятны также, как показывает опыт, рыхлости и разветвленные межкристаллические пустоты.

Аналогичная зависимость между плотностью и прочностью наблюдается также в бронзе[1] (фиг. 91). Это показывает, что все мероприятия, направленные к увеличению ее прочности, сводятся прежде всего к устранению пористости, т. е., по всей вероятности, к понижению содержания газа.

С другой стороны, наличие пор в материале имеет и известные положительные стороны, обеспечивая малую усадку в отливке. Влияние усадочных раковин вследствие их большого сечения сказывается очень неблагоприятно, если они находятся в рабочих сечениях отливки. Литейную форму обычно устраивают таким образом, чтобы усадочные раковины оказывались в массивных или специально обогреваемых частях (голова в слитке, выпор в фасонном литье), которые потом удаляются. Поэтому разделение усадочной раковины на равномерно распределенные газовые поры может быть выгодно с экономической точки зрения, если ухудшение материала при этом не превышает известных границ. Классическим примером этого, как уже указывалось выше, являются вайербарсы, которые экономичнее всего отливать в горизонтальную изложницу. Необходимым условием является наличие определенной пористости, которая приблизительно компенсирует сжатие при затвердевании.

Однако, как правило, в целях повышения качества литья необходимо стремиться к максимальному устранению пористости в отливке, подбирая для этого соответствующие условия литья.

35. Газовые пузыри в листовом материале

Поры, возникающие в результате выделения газа, частично свариваются в процессе обработки. Часто, однако, газовые пузыри только запрессовываются, удлиняясь при обработке, так как газ или же окисная пленка (если речь идет о кислороде) препятствует сварке. Пузыри обнаруживаются тогда в особенно неприятной форме в тонколистовом материале при его отжиге. На поверхности листа часто появляются при этом целые скопления вздувшихся пузырей (фиг. 92). Подобный порок материала особенно свойственен чистому (рафинированному) серебру и серебряным сплавам[2], также алюминию, латуни, нейзильберу

[1] J. W. Bolton a. S. A. Weigand, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Inst. Met. Div., 1930, p. 368—383.

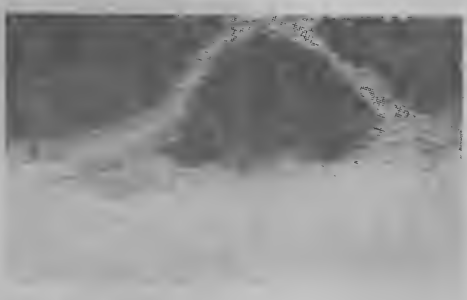
[2] S. Streicher, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 205—210.

и ряду других материалов. То же проявляется и в платине, которая, подобно серебру, усиленно поглощает кислород при плавке [1].

Бреннер, Зауэрвальд и Гатцек исследовали образование пузырей в листовом материале из алюминиевых сплавов [2]. По их данным склонность к образованию пузырей различна в материале одного состава, но разного происхождения, и в общем повышается с повышением содержания магния. Нагрев в соляной ванне вызывает гораздо большее количество пузырей, чем нагрев в воздушной среде. После нагрева в вакууме пузыри не появляются вновь при последующем нагреве в любой среде. Образование пузырей приписывается авторами наличию в металле водорода, который при быстром нагреве устремляется из материала в виде каких-либо соединений и вспучивает при этом поверхность.

Фиг. 92. Отожженный лист из серебряномедного сплава с пузырями. ×1

До сих пор ни в одном из известных случаев не удалось совершенно устранить это явление. Часто оно появляется эпидемически и так же быстро исчезает. Так как источники слишком высокого содержания газа могут быть весьма различными — газонасыщенные исходные материалы, неподходящая атмосфера печи, влажность кладки, плавки и т. д. — то борьба с этим пороком очень трудна. Применяемое часто раскисление (ср. раздел 51) не дают никаких результатов.



Фиг. 93. Сечение пузыря в листе из серебряномедного сплава с обогащенным слоем меди. Без травления. ×90

Поверхность этих пузырей оказывается обычно металлически чистой. В серебряномедных сплавах наряду с подобными пузырями находят также пузыри, поверхность которых (фиг. 93) сильно загрязнена закисью меди.

Причину образования пузырей, очевидно, нужно искать в том, что газ, заключенный в них, развивает при температурах отжига высокое давление. Так как одновременно с этим материал становится мягким, то под этим давлением на отдельных участках слои металла вспучиваются. Поэтому образование пузырей характерно главным образом для тонкого листового материала.

36. Газы и пористость

В большинстве случаев пористость в отливке несомненно относится за счет содержащихся газов и раковин. Какова, однако, внутренняя

[1] C. S. Sivil, Trans. Amer. Inst. min. metallurg, Engr., Inst. Met. Div., 1931, p. 246—261.

[2] P. Brenner, F. Sauerwald u. W. Gatzek, Z. f. Metallk., Bd. 25, 1933, S. 77—80.

связь между содержанием газа и образованием пор, пока остается почти совершенно неясным.

Насколько сложен весь этот комплекс явлений, можно уяснить себе, наблюдая поведение алюминиевых сплавов, применяемых для фасонного литья. Многие из этих сплавов склонны к образованию газовых пор, что проявляется главным образом при медленном затвердевании металла при отливке в землю [1]. При этом мы наблюдаем два случая, в которых свойство это проявляется в различной степени. При высоком содержании газа, особенно при определенных сплавах, все сечение усеяно мелкими или крупными порами. В других случаях пузыри, напротив, обнаруживаются лишь в более толстых сечениях и главным образом в том случае, если эти сечения не получили достаточного питания жидким металлом со стороны выпоров до полного затвердевания (ср. раздел 95). Очевидно, в этом случае в результате пониженного давления, возникающего вследствие усадки при затвердевании, извлекается и меньшее количество газа из расплава [2]. Наконец, очень бедный газом материал затвердевает теперь с образованием еще большей внутренней усадочной раковины. Наоборот, кокильное литье, а также и литье в землю в местах установки холодильников оказывается совершенно плотным даже при высоком содержании газа. В этом случае, следовательно, газ либо остается в пересыщенном твердом растворе, либо образующиеся газовые поры настолько быстро окружаются затвердевшим материалом, что не достигают заметных размеров. Если, наконец, условия таковы, что охлаждение происходит очень медленно и притом со стороны днища, то отливка также оказывается плотной. Очевидно, в этом случае имеется достаточно времени для удаления газа через поверхность. Часто находят также гораздо больше газовых пор в верхней части отливки. Причиной этого может быть, с одной стороны, нечто подобное явлению сегрегации легких пузырей. С другой стороны, более высокое давление в нижней части отливки может также препятствовать образованию пор в этой части.

Еще менее ясна эта зависимость по исследованиям Аллена для меди и медноникелевых сплавов [3]. Образцы, насыщенные водородом, но не содержащие кислорода, оказываются плотными при медленном затвердевании. Наоборот, при быстром затвердевании быстро образуется плотная корка, которая затем вспучивается или разрывается при внезапном выделении газа. В образце находят тогда обычно только один большой, наполненный водородом пузырь. Если медь обрабатывается азотом, то содержание водорода понижается настолько, что образцы после затвердевания всегда оказываются плотными. Если теперь вновь вводится кислород, то в затвердевшем образце в большом количестве обнаруживают описанные в разделе 33 мелкие дендритные поры. Кислород, следовательно, вытесняет оставшийся еще растворенным водород. В порах, вероятнее всего, содержится водяной пар, так как количество кислорода, о котором здесь идет речь, значительно больше, чем необходимо для связывания водорода. Так как количество растворенного водорода тем меньше, чем выше содержание кислорода,

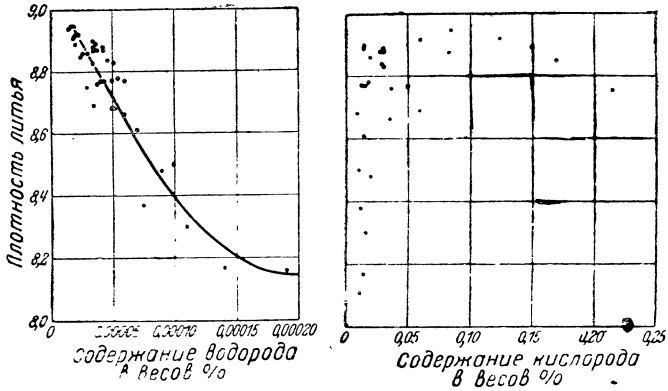
---

[1] N. F. Bugden, J. Inst. Met., v. 42, London 1929, p, 119; D. Hanson a. J. G. Slater, J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 187—215, 216—237.

[2] E. Scheuer, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 947—951.

[3] N. P. Allen, J. Inst. Met., v, 49; London 1932, p. 317—346; N. P. Allen a. T. Hewitt, J. Inst. Met., v. 51, London 1933; N. P. Allen a. A. C. Street, J. Inst. Met., v. 51, London 1933, p. 233—256.

то тем плотнее становится литье. Как показывают фиг. 94 и 95, степень пористости зависит только от содержания водорода. Влияние же кислорода на плотность незначительно и определяется только что указанной зависимостью, на которую температура и условия давления оказывают лишь весьма небольшое влияние (ср. фиг. 75 и 76).



Фиг. 94 и 95. Зависимость между содержанием водорода и кислорода и плотностью медного литья (по Аллену и Хьюитту).

Наблюдения над медноникелевыми сплавами показали далее, что кислород только при известном содержании его в отливке приводит к образованию пористости. Это содержание кислорода довольно велико, как показывает табл. 5, особенно в сплавах, приблизительно с 35% Ni.

Таблица 5

Минимальное содержание кислорода, вызывающее образование пузырей водяного пара в медноникелевых сплавах

Содержание Ni вес. %	Содержание O_2 вес. %	Содержание Ni вес. %	Содержание O_2 вес. %
0	0	45	0,4
25	0	75	0,1
35	0,5	100	0,1

Если, напротив, содержание кислорода меньше, то отливка остается плотной. Интересно, что в отливке при этом не находят также окисных включений (NiO), так что в сплавах с высоким содержанием меди кислород в известном количестве содержится, повидимому, в твердом растворе. Однако не совсем ясно, существует ли связь между этой растворимостью и образованием пор. Можно было бы, например, предположить, что частички окиси, выделяющиеся из расплава, являются зародышами при образовании газовых пузырей. Вместе с тем для возможности образования поры необходимым условием является преодоление сопротивления, которое оказывают давление расплава и поверхностное натяжение пузыря. Пузыри поэтому образуются преимущественно на границах включений, где условия для их возникновения наиболее благоприятны. В гомогенном расплаве возможно, повидимому, также сильное перенасыщение.

На основании вышесказанного можно составить следующее представление о механизме образования пузырей. При этом совершенно безразлично, образуются ли поры просто из-за наличия растворенных газов или они обязаны своим возникновением более сложным равновес-

ным условиям. Расплав обычно не является вполне насыщенным газом; кратковременно он может быть им также пересыщен. При затвердевании из расплава выделяются в первую очередь кристаллы с малым, соответствующим растворимости в твердом состоянии содержанием газов. Расплав при этом обогащается газами, пока пересыщение не станет настолько большим, что происходит выделение газа. Этим объясняется наблюдаемое одинаковое для всех веществ явление, что газовые пузыри обнаруживаются только тогда, когда металл оказывается уже в известной степени затвердевшим. В веществах с приблизительно постоянной температурой затвердевания образуются поэтому преимущественно большие пузыри в определенных зонах, как это описано выше у меди и наблюдается также у стали.

Напротив, материалы, затвердевающие в известном интервале температур, склонны к образованию мелких дендритных пор, как это обычно и имеет место в содержащей кислород меди, медноникелевых сплавах, латунях и особенно бронзах.

37. Газы и твердые металлы

Растворенные в жидком состоянии газы при переходе металла в твердое состояние освобождаются из него в большей своей части (см. фиг. 70—73). Однако водород все же в довольно заметных количествах остается в твердой меди, никеле и железе [1].

То же относится, повидимому, к хрому [2] и марганцу [3]. Особенно большие количества водорода могут попадать в эти металлы при известных условиях в процессе электролиза. При низких температурах водород остается в металле несмотря на отсутствие в атмосфере парциального давления водорода и сообщает ему твердость и хрупкость [4]. При более высоких температурах, приблизительно с 300°, водород снова освобождается [5], и электролитический металл постепенно приобретает нормальные свойства. Растворимость газа в этих металлах в твердом состоянии увеличивается с повышением температуры. Подобным же образом относятся к водороду кобальт [6], хром [7], серебро [8] и платина [9]. Золото, повидимому, не растворяет водорода [10]. Наблюдалось, однако, что рекристаллизация золота сильно замедляется после плавки в водо-

[1] Ср. еще A. Thiel u. W. Hammerschmidt, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 132, 1932, S. 15—35; L. Luckenmeyer-Hasse u. H. Schenck, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 6, 1932/33, S. 209—214.

[2] H. Gruber, Z. f. Elektrochem., Bd. 30, 1924, S. 396; G. F. Hüttig u. F. Brodkorb; Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 144, 1925, S. 341—348; E. Martin, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 3, 1929/30, S. 407—416; L. Luckenmeyer-Hasse u. H. Schenck, ibidem.

[3] L. Troost a. P. Hautefeuille, Ann. Chim. Phys., v. 7, 1876, p. 161—174; L. Luckenmeyer-Hasse u. H. Schenck, ibidem.

[4] E. Heyn, Stahl u. Eisen, Bd. 20, 1900, S. 837; G. Wazau, Z. f. Metallk., Bd. 16, 1924, S. 482—484; Pfeil, Proc. Roy. Soc., v. 112, London 1926, p. 182; Lea, Proc. Roy. Soc., v. 123, London 1929, p. 171.

[5] T. Baker, Carnegie Scholarship Mem., v. I, 1909, p. 219—229; G. Borelius a. F. Gunneson, Nature, v. 113, London 1924, p. 82—83.

[6] A. Sieverts u. W. Krumbhaar, Ber. dtsch. chem. Ges., Bd. 43, 1910, S. 893.

[7] H. Gruber, Z. f. Elektrochem., Bd. 30, 1924, S. 396; G. F. Hüttig u. F. Brodkorb, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 144, 1925, S. 341—348; E. Martin, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 3, 1929/30, S. 407—416.

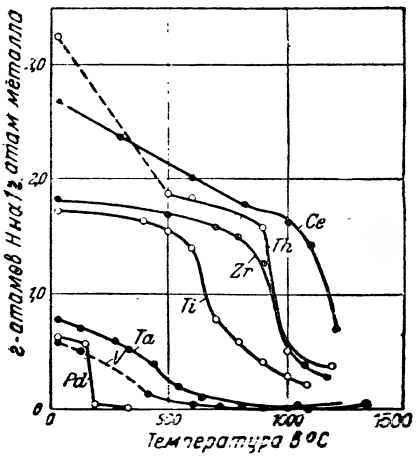
[8] A. Sieverts u. J. Hagenacker, Z. f. physik. Chem., Bd. 68, 1909, S. 115.

[9] A. Sieverts u. E. Jurisch, Ber. dtsch. chem. Ges., Bd. 45, 1912, S. 122.

[10] A. Sieverts u. W. Krumbhaar, ibidem.

роде, что указывает на значительную растворимость водорода в золоте в твердом состоянии [1].

В другой большей группе металлов газы практически не растворяются в жидком состоянии. Зато в твердом состоянии при низких температурах растворимость газов в них, как показывает фиг. 96, очень велика; при более высоких температурах она снова совершенно исчезает [2]. Особенно подробно исследован из этих материалов палладий [3]. Вследствие поглощения водорода палладий становится твердым (твердость его от 40—50 повышается до 110—120 *кг/мм*²) и хрупким. Выделение водорода приблизительно при 300° оказывается недостаточным, чтобы сообщить ему прежнюю мягкость; это достигается только при значительно более высоких температурах (500°) [4]. Особенно сильно ухудшаются при этом свойства металлического тантала, который жадно поглощает газы при высоких температурах [5]. В то время как холоднотянутая проволока из тантала, плавленного в вакууме, очень мягка, достаточно уже небольшого нагрева даже в относительно высоком вакууме, чтобы сообщить ему твердость и ломкость вследствие поглощения водорода, углерода и азота. В условиях очень высокого вакуума газы вновь освобождаются. Вследствие этого танталовая проволока в радиолампах сама регулирует свой вакуум. Азот в больших количествах растворяется также железом при температурах выше 900° [6].



Фиг. 96. Растворимость водорода в твердых металлах.

1 *г*-атом H=1 *г* водорода на *A* *г* металла, где *A*=атомному весу (по Сивертсу).

Эти более полно исследованные металлы увеличивают свой объем при всех процессах растворения газов. Рентгенографические исследования показывают, что при этом сильно расширяется их кристаллическая решетка [7]. Атомы водорода располагаются, следовательно, между атомами металла в решетке, и образуются так называемые твердые растворы по типу внедрения. При более высоких содержаниях водорода предполагается образование соединений [1]. Отношение остальных

---

[1] Th. K. Rose. J. Inst. Met., v. 10. London 1913. p. 150—174; J. Phelps, J. Inst. Met., v. 12. London 1914, p. 125—132.

[2] A. Sieverts u. Metarbeiter. Z. f. physik. Chem., Bd. 77, 1911, S. 591, Bd. 8, 1914, S. 103 431; Ber. dtsch. chem. Ges. Bd. 44, 1911, S. 2394, Bd. 45, 1912, S. 221, Bd. 59, 1926, S. 2891; Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 92, 1915, S. 329, Bd. 131, 1923, S. 65, Bd 145, 1925, S. 149, Bd. 150, 1926, S. 261, Bd. 153, 1926, S. 289.

[3] L. W. Mc Keehan. Physik. Rev., v. 21, 1923, p. 334.

[4] D. Feussner. Metallwirtschaft. Bd. 11, 1932, S. 450—451.

[5] Balke. Chem. metallurg. Engng., v. 27, 1922, p. 1271—1273.

[6] A. Sieverts u. E. Zapf. Z. f. physik. Chem., Bd. 60, 1907, S. 129; E. Martin, Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 3, 1929/30, S. 407—416.

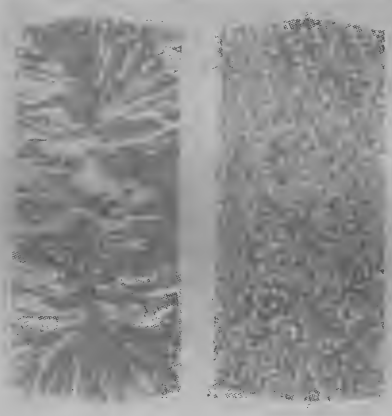
[7] M. Yamada. Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 11, 1922, p. 451—453; Philos. Mag., Bd. 45, 1923, S. 241; L. W. Mc Keehan. Physik. Rev., v. 21, 1923, p. 334; F. Krüger u. Sacklowski, Ann. Physik., 4. Bd. 75, 1925, S. 72; G. Bredig u. R. Allolio, Z. f. physik. Chem., Bd. 126, 1927, S. 542; J. O. Linde u. G. Borelius, Ann. Physik., (4), Bd. 84, 1927, S. 747—774.

металлов к неметаллам в основном то же, что и к металлам. Строение решетки таких «сплавов» между металлами и неметаллами мы подробнее рассмотрим в разделе 42.

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ КОЛИЧЕСТВ ПРИМЕСЕЙ

38. Определение понятия „малые количества примесей"

Как уже было указано на примере газов, небольшие количества известных элементов иногда очень сильно влияют на свойства сплава. Часто эти примеси совершенно случайного происхождения, причем содержание их ни в одном металле не удается свести до минимума, при котором они практически не оказывали бы никакого влияния на его свойства. В других случаях они намеренно вводятся в сплав, как его составная часть, причем часто уже чрезвычайно малые добавки их вызывают значительное изменение свойств. Так фосфор, литий и бериллий уже в количествах менее 0,01% применяются для раскисления меди. Литий же в количестве даже 0,03% вызывает значительное повышение твердости свинца. Висмут оказывает вредное действие на медь и еще сильнее на медные сплавы в количестве всего лишь 0,001%. Насколько незначительны эффективные количества газов, уже говорилось выше.



Фиг. 97 и 98. Влияние небольшого содержания титана на структуру литого алюминия (по Реригу). ×1
Фиг. 97. 99,4% Al, 0,25% Si, 0,34% Fe
Фиг. 98. 99,3% Al, 0,25% Si, 0,36% Fe 0,035% Ti.

Загрязнения и элементы сплава в малых количествах мы объединяем под общим названием «малые количества примесей». Действие их часто очень сходно, и поэтому безразлично, вводятся ли они в сплав намеренно или они случайного происхождения. Часто оказывается, что примеси, рассматривавшиеся прежде как вредные, являются полезными компонентами сплава. Так, было уже отмечено, что медь, остающаяся в свинце после обработки по способу Паттинсона, значительно улучшает устойчивость его против серной кислоты и механическую сопротивляемость [2]. Титан, остающийся в алюминии, изготовляемом по способу Хаглунда, ухудшает, правда, электропроводность металла, но зато сообщает литому, а также рекристаллизованному материалу более мелкое зерно [3] (фиг. 97 и 98). Это свойство титана используется также в различных литейных сплавах алюминия; применение его не считается, однако, достаточно надежным.

---

[1] G. Borelius, Ann. Physik., (4), Bd. 83, 1927, S. 121—136; Metallwirtsch., Bd. 8, 1929, S. 105—108; J. O. Linde u. G. Borelius, ibidem.

[2] F. Brenthel, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 23—26; B. Burkhardt, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 181—187.

[3] H. Röhrig, Aluminium Z., Bd. 3, 1931, S. 32—39.

Таблица 6

Степень чистоты металлов по классификации Милиуса [1 и 2]

Металл	Степень I 1—5% примесей	Степень II 0,1—1% примесей	Степень III 0,01—0,1% примесей	Степень IV 0,001—0,01% примесей	Степень V 0,0001—0,001% примесей
Серебро		Рафинированное серебро 99,6—99,8% Cu, Au	Электролитическое серебро 99,9—99,98% Cu, Fe, Pb	„Гартман-Браун“ 99,999% Ca	
Алюминий	Чистый алюминий по DIN 1712 98—99,5% (99,9%) Fe, Si		Алюминий Гупа > 99,9% Cu, Fe, Si		
Золото		Самородное золото 99,5%	Рафинированное золото > 99,9% Ag, Pt	Химически чистое золото 99,99% Ag, Pt	Чистейшее золото
Бериллий	Технически чистый бериллий 98% Fe, шлаки	„Сименс-Гальске“ 99,5% „Нац.-физ. лабор“. 99,8% O, Fe, C	„Нац.-физ. лабор“. 99,95—99,97%		
Висмут		Технический висмут 99,8% Ag, Pb, Cu, Fe, S	„Кальбаум“ 99,9%	„Гартман-Браун“ 99,99% Ag, Pb	
Хром	Технический хром 98—99% Fe, Si, Al, S, C, N, O	Для лабораторий 99,5%			„Нац.-физ. лабор.“ Спектроскопически чистый

Кадмий		Технический кадмий 99,5% Pb, Zn, Fe	Электролитический кадмий 99,9%		„Кальбаум“ Спектроскопически чистый „Нью-Джерсей Цинк Компани“ 99,996%
Кобальт	Катанга-кобальт 97—98% Ni, Fe, Cu, Mn, Si, Al, Ca, Pb, As, Zn, S, P, C	Электролитический кобальт (99,0%)	„Кальбаум“ 99,97% Fe		
Медь		Огневой рафинировки 99,0—99,6% Ag, Ni, As, S, O	Электролитическая медь 99,9—99,99% Ag, As, Fe, Ni, Pb, Sb, Se, Te, S, O		
Железо		Железо, выплавленное на древесном угле 99,75% Железо Армко 99,8% C, Si, Mn, P, S, O	Электролитическое железо $>$ 99,98% Карбониловое железо $>$ 99,985% C, Si, Mn, P, S, O		
Ртуть				Дестиллированная ртуть $>$ 99,99%	Спектроскопически чистая ртуть
Магний		Технический магний 99,7% Ca, H_2, CO		Химически чистый магний $>$ 99,99% Ca	

[1] Составлено В. Римом и Г. Заксом (W. Riem u. G. Sachs, Metallwirtschaft, Bd. 9, 1930, S. 622—685), дополнено новыми данными.

[2] Символы элементов в столбцах указывают на главнейшие примеси.

Продолжение

Металл	Степень I 1 – 5% примесей	Степень II 0,1—1% примесей	Степень III 0,01—0,1% примесей	Степень IV 0,001—0,01% примесей	Степень V 0,0001—0,001% примесей
Марганец	Технический марганец 95 – 97% Fe, Si, Al, S, P, C Марганец Гольдшмидта 88 – 93% Al, Fe, Si, O_2, S, C	„Кальбаум“ 99,0% Fe, Si, C		„Нац.-физ. лабор.“ > 99,99% P, Si, Ni	
Молибден	> 95%				G. E. C. U. S. A. „Всеобщей компании электричества“ спектроскопически чистый
Никель	Металлургический никель по DIN 1701 98,9—99,3% Ni + Co Fe, Cu, Mn, Si, C, S	Электролитический никель 99,5—99,7% Cu, Pb, H_2, S	„Монд-никель“ „Кальбаум“ 99,96% Cu, Fe, C, Si	Для лабораторий	
Осмий				Химически чистый	
Палладий				Химически чистый	
Свинец	Вёркблей 98,9%	Рафинированный свинец 99,7% Cu, Sb, As, Zn, Ag, Bi, Ni	Металлургический свинец 99,9 – 99,98% Bi, Cu, (Sn, Ag)	Электролитический свинец 99,99% Bi, Cu, Sb, Fe, Cd, Sn	„Кальбаум“ 99,999% Cu, Fe, Bi

Платина			Химически чистая платина 99,95% 0,1—0,3% Ir, V, Au	Физически чистая 99,99% Ir	Спектроскопически чистая >99,999% Ir
Сурьма		Электролитическая сурьма 99,5% As, Cu, Fe, Ag, S		„Кальбаум" 99,99%	Спектроскопически чистая Si
Кремний	Технический кремний 93—98% Fe, Al, O		„Нац.-физ. лабор". 99,94% Fe, Al, Ca		
Олово	Техническое олово 96—99,75% Cu, Sb, As, Pb		99,9—99,98% (Олово Банка) Fe, Cu, As, Sb, Pb.	„Кальбаум" 99,99%	Для лабораторий
Таллий		„Сименс-Гальске" 99,5%	„Фэнстил Компани оф Америка" >99,9%		
Торий	Технический торий 92—96,5%	Для лабораторий 99,9%			
Титан	Чистый титан 96,7% C, H, Si, N				

Продолжение

Металл	Степень I 1—5% примесей	Степень II 0,1—1% примесей	Степень III 0,01—0,1% примесей	Степень IV 0,001—0,01% примесей	Степень V 0,0001—0,001% примесей
Ванадий	Металлический ванадий 95,0% C, Fe				
Вольфрам	Технический вольфрам 97—98%	„Кальбаум чистейший“ 98,5—99,3%	Для лабораторий 99,8%		
Цинк	Сырой цинк 97—99% Pb, Fe, Cd, As, Cu, Mg	„Прим-Вестерн“ 99,0—99,5% Pb	Рафинированный цинк 99,9—99,99% Pb, Fe, Cd, Cu	Пью-Джерсей „Хорс-Хед“ Гудзон Бэй-Зинк 99,99—99,995% Fe, Pb, Cd, Cu	„Пью-Джерси Зинк компани“ Дестиллированный 99,996%
Цирконий	Технический цирконий 80—90% Fe, Ti, Al, Si	Для лабораторий $>$ 99,9% Fe, O, N		Химически чистый	

Установление предельных значений «малых количеств примесей» довольно трудно. Некоторые элементы не оказывают заметного влияния на свойства даже при содержании порядка нескольких процентов. Так например, кобальт в никелевых сплавах попросту считают за никель. В этом случае металлы очень сходны и поэтому оказывают друг на друга весьма малое влияние. Но также и в тех случаях, если элемент очень отличен от основного вещества, влияние его на определенные свойства обнаруживается иногда лишь при условии довольно высокого его содержания. Так, в красном литье и в белых сплавах допускается содержание нескольких процентов свинца, причем влияние его вовсе не учитывается. Поэтому под малыми количествами примесей понимают иногда содержание их до 5% и выше; во всяком случае сюда относят примеси с содержанием до 1% даже тогда, когда они оказывают очень сильное влияние.

39. Чистые металлы

«Чистые» металлы, применяемые в технике, часто содержат, как показывает табл. 6, весьма значительные количества загрязнений. Чистота самых чистых металлов не превышает 99,99%; более чистые металлы до сих пор изготовлялись лишь для физических и других исследований. Исключение представляет, быть может, недавно полученный ньюджерсейский цинк марки Horse-Head Special с содержанием цинка выше 99,99% [1], который должен быть, повидимому, особенно пригодным для шприцлитья и других целей [2].

Верхняя граница содержания примесей, до которой применяемые в технике металлы еще считаются чистыми, даже у важнейших, употребляемых в чистом виде металлов лежит выше 1%. Для алюминия еще недавно обычной считалась чистота 99,0%; в последние годы однако, она достигла уже 99,5% и выше, а теперь возможно получать даже 99,8%. В Америке алюминий чистоты около 99,95% изготовляется даже в небольших количествах в заводском масштабе [3]. Цинк, применяемый для многих целей, может содержать выше 1% Pb.

Влияние примесей даже в незначительных количествах в более чистых сортах металлов на различные их свойства довольно значительно.

Электролитическая медь содержит в виде основных загрязнений кислород и водород, которые сказываются вредно на дальнейшей ее обработке. Кислород кроме того неблагоприятно влияет при отжиге меди в восстановительной атмосфере (ср. раздел 53). Из загрязнений, присутствующих в меди в чрезвычайно малых количествах, необходимо отметить висмут [4] и свинец, как особенно вредные примеси, которые сообщают меди горячеломкость. Мышьяк сильно понижает электропроводность рафинированной меди, не прошедшей через электролиз. Большинство примесей, находящихся в твердом растворе (не исключая и тех, которые могут появляться в металле при раскислении (ср. раз-

---

[1] W. Gerlach u. E. Riedl, Metallwirtschaft, Bd. 12, 1933, S, 401—405.

[2] H. E. Brauer a. W. M. Peirce, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 68, 1923, p. 796—832.

[3] F. C. Frary, Trans. Amer. electrochem. Soc., v. 47, 1925, p. 275—286; J. D. Edwards, Trans. Amer., electrochem. Soc., v. 47, 1925, p. 287—300; Frhr. v. Göler u. G. Sachs, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 90—93.

[4] C. Blazey, J. Inst. Met., v. 46, London, 1931, p. 353—382.

дел 53), повышает кроме того температуры разупрочнения и рекристаллизации [1]. Сурьма в количестве 0,005% делает медь непригодной для производства латуни [2].

Обычными загрязнениями в алюминии являются железо и кремний, которые присутствуют примерно в одинаковых количествах. Оба элемента ухудшают устойчивость алюминия против коррозии. Кремний помимо того значительно понижает электропроводность. Однако при особой обработке и отжиге он может быть в большей своей части выделен из твердого раствора, не оказывая тем самым вредного влияния на электропроводность [3]. Чем менее чист алюминий [4], тем более мелкозерниста структура его литья. При отжиге после механической обработки алюминий также становится тем более грубозернистым, чем он чище, в особенности в отношении железа. Однако при некотором «критическом» содержании железа кристаллы становятся особенно крупными [5]. Алюминий, получаемый по методу Хаглунда, при обычно высокой чистоте содержит титан, который размельчает структуру литого, а также рекристаллизованного металла (см. фиг. 97—98) [6].

Для никеля чрезвычайно вредной примесью является сера, так как она сообщает этому металлу ломкость как в холодном, так и в горячем состоянии и потому затрудняет его обработку [7]. Содержание серы выше 0,03% считается во всяком случае недопустимым. Вещества, добавляемые в металл для обезвреживания серы, как-то: кремний, марганец, магний и литий, практически не оказывают на свойства никеля никакого влияния. Неблагоприятно сказывается в никелевых сплавах в отношении их устойчивости против коррозии и обрабатываемости углерод, выделяющийся в виде графита при содержании выше 0,15% [8].

Примеси в цинке весьма неблагоприятно сказываются на его устойчивости против коррозии и действия кислот. Это относится прежде всего к железу при содержании его выше 0,01—0,02% и также, может быть, к меди [9]. Свинец и кадмий [10] в отношении устойчивости против коррозии действуют, скорее, благоприятно. Наличие их, однако, препят-

---

[1] H. Widmann, Z. Physik., Bd. 45, 1927, S. 200—224; O. F. Hudson, T. M. Herbert, F. C. Ball a. E. H. Bucknall, J. Inst. Met., v. 42, 1929, p. 221—320; A. Burkhardt, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 657—659.

[2] Ph. J. H. Wieland, Z. f. Metallk, Bd. 19, 1927, S. 417—422.

[3] G. Masing u. G. Hohorst, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 4, 1925, S. 92—108; G. Masing u. C. Haase, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 5, 2, 1926, S. 183—192; M. Bosshard, Bull. Schweiz. Elektr. Ver., Bd. 18, 1927, S. 113—122; A. v. Zeerleder u. M. Bosshard, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 459—470; H. Bohner, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 288—289, Bd. 20, 1928, S. 8—13, 132—141; Aluminium Z., Bd. 1, 1929, S. 12—30.

[4] H. Röhrig, Aluminium Z., Bd. 3, 1931, S. 32—39; Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 105—111.

[5] R. Karnop u. G. Sachs, Metallwirtschaft, Bd. 8, 1928, S. 1115—1118.

[6] H. Röhrig, ibidem.

[7] P. D. Merica u. R. G. Waltenberg, Technol. Pap. Bur. Stand., 1925, Nr. 281; G. Masing u. L. Koch, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 5, 1926, S. 170; E. S. Wheeler. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 458—465.

[8] T. K. Rose a. J. H. Watson, J. Inst. Met., v. 32, London 1924, p. 271—282; O. Bauer, J. Weerts u. O. Vollenbruck, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 629—633, 643—648.

[9] A. Burkhardt u. G. Sachs, Metallwirtschaft, Bd. 12, 1933, S. 325—329, 339—343.

[10] Ср. M. Straumanis. Metallwirtschaft Bd. 12, 1933, S. 175—176.

ствует прокатке цинка при температурах выше 200°. При содержании олова уже около 0,003% цинк становится непригодным для обработки [1].

Устойчивость свинца против коррозии особенно понижается при наличии висмута. Медь, напротив, оказывается в этом смысле благоприятной, так как она частично уничтожает вредное влияние висмута [2]. Кроме того медь делает структуру более мелкозернистой и потому повышает механическую и, возможно, химическую сопротивляемость свинца [3]. Благоприятное действие меди в свинце против химических реагентов ограничивается, однако, устойчивостью против серной кислоты; по отношению к соляной кислоте, напротив, свинец тем устойчивее, чем он чище.

О магнии известно только, что устойчивость против коррозии его сплавов значительно улучшается с повышением их чистоты. При этом особенно важно избегать включений хлоридов и окислов. Металлы платиновой группы очень чувствительны по отношению к кислороду, водороду и углероду, которые легко поглощаются ими при плавке, литье, а также в твердом состоянии [4]. Так как они разлагают также многие тугоплавкие окислы, то плавку их лучше всего производить в тиглях из кальцинированной извести; литье производят в холодные графитовые или кварцевые формы.

Более редкие металлы в большинстве случаев оказываются хрупкими.

Причиной этого являются обычно загрязнения, которые либо образуют очень хрупкие пленки по границам зерен (окислы и т. д.), либо самые кристаллы в высшей степени чувствительны по отношению к некоторым примесям, особенно таким, которые вносятся в металл газами. Повышая чистоту этих металлов, удалось значительную часть их изготовить в ковком состоянии, например марганец [5], тантал [6], титан, цирконий, гафний [7], бериллий [8], однако лишь в очень небольших количествах. Торий, который можно изготовлять в производственном масштабе только с несколькими процентами окиси, менее чувствителен по отношению к этой примеси [9].

---

[1] O. Bauer u. P. Zunker, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 289—292, 303—306; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1933, Sonderheft 21, S. 93—102; A. Burkhardt u G. Sachs, Metallwirtschaft, Bd. 12, 1933, S. 325—329, 339—343.

[2] A. Burkhardt, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 181—187.

[3] F. Brenthel, Z. f. Metallk. Bd. 22, 1930, S. 23—26; E. Loofs-Rassow, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 161—165.

[4] R. P. Neville, Trans. Amer. electrochem. Soc., v. 43, 1923, p. 371—384; F. E. Carter, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1928, p. 759—785; C. S. Sivil, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931, p. 246—261.

[5] A. Westgren. u. G. Phragmen, Z. f. Physik., Bd. 33, 1925, S. 777—788.

[6] C. W. Balcke, Chem. metallurg. Engng., v. 27, 1922, p. 1271—1273; M. M. Austin, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 551—556.

[7] A. E. van. Arkel u. J. H. de Boer, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 148, 1925. S. 345—350; J. H. de Boer, u. J. D. Fast, Z. f. anorg. allg, Chem., Bd. 153, 1926, S. 1, Bd. 187, 1930, S. 177—189, 193—208.

[8] Vivian, Trans. Faraday Soc., v. 12, 1926, p. 211; H. A, Sloman, J. Inst. Met., v. 48, London 1932, p. 365—390.

[9] J. W. Marden a. H. C. Rentschler, Ind. Engng. Chem., v. 19, 1927, p. 97—103; E. S. Davenport, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met, Div., 1930, p. 538—550.

40. Эффективность малых количеств примесей

Эффективность примесей в качестве компонентов сплава, как общее правило, тем больше, чем ниже атомный вес примеси. Это объясняется, во-первых, тем, что определенному весовому количеству соответствует большее количество в атомных процентах. Во-вторых, элементы с низким атомным весом (как неметаллы, так и металлы; литий, бериллий, магний) фактически вызывают весьма сильные изменения свойств многих материалов, даже если содержание их в атомных процентах очень незначительно.

Ухудшение обрабатываемости является, кроме того, часто следствием очень малого содержания легкоплавких примесей — свинца, висмута, — которые практически не образуют твердых растворов с основной массой. Других общих правил, касающихся влияния примесей, пока не установлено.

Принято кроме того классифицировать примеси на газы, прочие неметаллы и металлы [2]. Недостаток такой классификации, прежде всего в том, что нас не столько интересуют свойства данного элемента, сколько форма, в какой он присутствует в сплаве. В этом смысле какой-либо элемент даже в одном и том же веществе может менять свой характер. Мы говорили в разделе 26, что кислород может присутствовать в меди как в виде растворенного газа, так и в виде включений закиси меди. Во-вторых, фазы, образованные с неметаллами, могут иметь более металлический характер, чем фазы, состоящие из одних только металлов. Так, чистый карбид вольфрама является, по-видимому, ясно выраженным металлом, тогда как «соединения» между натрием и свинцом очень далеки от того, что мы называем сплавами и растворяются даже в аммиаке [1].

Хотя строгая классификация и не может быть установлена и выдержана, но все же характер и размер влияния примесей сильно зависят от формы, в которой они присутствуют в сплавах. Принципиально они могут встречаться в следующих формах:

1) в твердом растворе, т. е. без образования самостоятельной составляющей в сплаве;

2) в виде шлаков, т. е. в виде включений неметаллического характера, которое нерастворимо уже в расплаве;

3) в виде кристаллической фазы, образующейся в соответствии с диаграммой состояния.

Это подразделение, однако, как уже сказано, произвольно и может при ином рассмотрении уступить место другой классификации.

41. Металлы и неметаллы

Вопрос об исследовании характера соединений между металлами и неметаллами ясно обнаруживает, что обычное противопоставление металлов неметаллам вряд ли имеет смысл. Даже с несомненными неметаллами, например водородом, фосфором, азотом и углеродом, ме-

[1] Ср. C. J. Smithells u. W. Hessenbruch, Beimengungen und Verunreinigungen in Metallen. Berlin. 1931. S. 48.

[2] E. Zintl, J. Goubeau u. W. Dullenkopf, Z. f. physik. Chem., Abt. A., Bd. 154, 1931, S. 1—46; E. Zintl u. A. Harder, Z. f. physik. Chem., Abt. A., Bd. 154, 1931, S. 47—91.

таллы образуют соединения, очень мало отличающиеся по своим свойствам от металлических соединений и также обладающие блеском и способностью к полировке. Такие соединения также часто оказываются ценными компонентами сплава, которые даже в больших количествах обладают свойствами металлических сплавов. Известным примером этого являются тугоплавкие карбиды, в особенности карбиды вольфрама, которые находят применение в качестве сверхтвердых сплавов для изготовления волочильных и режущих инструментов [1], и фосфористая медь, которая дает хороший припой для твердой пайки [2].

Другие соединения между металлами и неметаллами, как например, все окислы, обнаруживают, напротив, неметаллические свойства. Присутствие их в сплавах обычно нежелательно, так как они ухудшают их свойства. Для некоторых второстепенных целей, например для облегчения обработки режущими инструментами, они еще могут, правда, оказывать благоприятное влияние. Подобное применение их, когда они являются как бы «составляющими сплава», очень редко.

В элементарной твердой форме в металлах встречаются главным образом углерод и кремний. Также и эти ясно выраженные неметаллы могут быть ценными компонентами в сплавах, например кремний в сплавах алюминия.

Наконец, в виде неметаллических включений в сплавах могут быть также различнейшие соли, неметаллический характер которых не подлежит никакому сомнению.

42. Законы образования соединений между металлами и неметаллами

Законы, определяющие металлический или неметаллический характер важнейших соединений металлов с неметаллами, установлены Хэггом [3], в результате подробных рентгенографических исследований.

Окислы никогда не обладают металлическим характером. Сильное химическое сродство между металлом и кислородом приводит в этом случае, очевидно, к соединениям ясно выраженного солевого характера. Предполагается, что в солевых кристаллах атомы вследствие обмена электронов становятся электрически заряженными элементарными частицами — ионами.

Из гидридов, боридов и карбидов металлическими являются исключительно соединения металлов так называемого переходного типа. Эти металлы отличаются от прочих металлов особенностями атомной структуры. Если переходить в периодической системе элементов от какого-либо элемента к ближайшему с более высоким порядковым номером, то новый электрон помещается, как правило, на наружной оболочке. Это будет продолжаться до тех пор, пока не образуется «замкнутая (законченная) электронная оболочка» с определенным числом электронов; при переходе к соседнему элементу новый электрон помещается тогда на

[1] C. Agte, Metallwirtschaft, Bd. 9, 1930, S. 401—402; Diss. Techn. Hochsch., Berlin, 1931; K. Becker, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 64—65, 77—78, Bd. 13, 1933, S. 64—65, 77—78.

[2] A. Burkhardt, W. Linicus u. G. Sachs, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 395—401.

[3] G. Hägg, Z. f. physik. Chem., Abt. B. Bd. 6, 1929, S. 221—232, Bd. 7, 1930, S. 339—362, Bd. 11, 1930/31, S. 152—162, 433—454, Bd. 12, 1931, S. 33—56, 413; Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 387—390; A. Westgren, Z. f. angew. Chem., Bd. 45, 1932, S. 33.

новой электронной оболочке. Переходные элементы отличаются, напротив, тем, что у них кроме наружной электронной оболочки незаконченной оказывается еще одна или несколько электронных оболочек, или, как говорят, они «обнаруживают электронный дефект на внутренних уровнях».

Элементы азот, углерод, бор и водород являются наряду с кислородом наименьшими по размерам атомами. Очевидно, кристаллическая решетка металлов с электронными дефектами обладает наибольшей способностью к принятию атомов малых размеров. Далее, оказывается, что до тех пор пока атомы металла обладают радиусом большим, чем в 1,7 раза, по сравнению с атомами неметалла, образуются твердые растворы переменного состава, которые охватывают, однако, известные стехиометрические соотношения (M_4X, M_2X, MX и MX_2, где M металл, X — неметалл). Атомы металла сохраняют при этом ту же или подобную свойственную им простую кристаллическую решетку (частично искаженную), как и в чистом состоянии; атомы же неметалла располагаются в наиболее свободных местах между атомами металла. При меньших атомах металла или больших атомах неметалла возникают, напротив, соединения совершенно определенного состава со сложной кристаллической решеткой, металлические свойства которых менее явно выражены также и в других отношениях. Важно отметить далее тот факт, что элементы с особенно большими электронными дефектами, которые начинают последовательные ряды переходных элементов в периодической системе, образуют соединения, устойчивые против высоких температур, а также против химического воздействия. В периодической системе мы имеем четыре ряда переходных элементов. Сюда относятся металлы железной и платиновой групп, и далее Ti, V, Cr, Mn, Mo, Ta и W, т. е. почти все элементы, которые известны в производстве железных сплавов.

43. Твердые растворы неметаллов в металлах

В предыдущей главе мы подробно рассмотрели поведение газов, выделяющихся при литье из металла. Наряду с этими газами, влияние которых на свойства литья весьма значительно, те из них, которые остаются в металле в твердом растворе, едва обнаруживают это влияние. Во всяком случае особая роль водорода, о котором главным образом и идет здесь речь, в этом отношении отмечена до сих пор только в золоте, рекристаллизация которого, как известно, затрудняется этим элементом (ср. раздел 37). Установлено также некоторое повышение хрупкости железа из-за присутствия в нем водорода, поглощаемого в твердом состоянии[1].

Следует указать, что до сих пор опубликовано еще очень мало данных относительно техники плавления более редких металлов, которые в твердом состоянии жадно поглощают водород и другие газы (ср. раздел 37). Здесь поглощение газов происходит только в твердом, но не расплавленном состоянии.

Более частым случаем чистой растворимости газа является разложение газа и связывание одной из его составных частей, остающейся в расплаве и отливке. Сернистая кислота разлагается медью с поглоще-

[1] E. Heyn, Stahl u. Eisen, Bd. 20, 1900, S. 837—844; T. Fischer, Stahl u. Eisen, Bd. 23, 1903, S. 1265—1275; L. Luckenmeyer-Hasse u. H. Schenck, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 6, 1932/33, S. 209—214.

нием кислорода и серы; вода — многими металлами с поглощением кислорода и водорода; окись углерода и углекислота — железом и никелем с поглощением углерода и кислорода; кремневодород — железом с поглощением кремния и т. д. Таким образом различные примеси могут попадать в расплав косвенным путем. Тем не менее действие их таково же как и при непосредственном сплавлении с материалом. То же относится и к примесям, поглощаемым из футеровки, защитных покровов, обмуровки и т. д.

Из неметаллов, введенных каким-либо образом в расплав, только некоторые могут оставаться после затвердевания в твердом растворе. Наиболее известным случаем являются устойчивые при высоких температурах твердые растворы углерода в железе, образующие ряд сплавов с выдающимися свойствами. Особого, специфического, действия, свойственного малым количествам примесей, которое отличалось бы от обычного действия прочих составляющих сплава, при этом не наблюдается. То же относится к твердым растворам фосфора, мышьяка и кремния в меди, кремния в алюминии, кислорода, азота и фосфора в железе и т. д.

Влияние примесей, остающихся в твердом растворе, на свойства литья вообще незначительно. Более подробных исследований по этому вопросу, повидимому, нет. Однако твердые растворы малых концентраций обнаруживают часто очень грубую структуру, что наблюдается, например, в фосфорсодержащем (около 0,05% P) и кремнийсодержащем (2—4% Si) железе [1].

Неметаллы также могут иметь переменную растворимость в зависимости от температуры, сообщая сплаву способность к упрочнению. При атомах малых размеров, например атомах кислорода и азота, это явление может обнаруживаться особенно резко, так как они выделяются из твердого раствора, например в железе, при очень низких температурах.

Синеломкость и старение, вызываемое холодной обработкой стали, объясняются именно этим явлением [2].

44. Шлаковые включения

Гораздо более сильное влияние на структуру и свойства литья могут оказывать малые количества примесей, если они присутствуют в виде самостоятельных фаз.

Это относится уже к таким неметаллическим веществам, которые находятся в расплаве в жидком или твердом состоянии, не будучи, однако, растворены в нем, т. е. к шлакам в узком смысле слова. Сами по себе такие шлаки склонны отделяться от металлического расплава соответственно своему уд. весу. Обычно они легче расплава и всплывают в печи или в тигле на поверхность металла, откуда их можно удалить. Однако окись алюминия (глинозем, корунд) несколько тяжелее алюминия и поэтому постепенно оседает на дно и на стенки плавильной печи в виде толстой корки.

Если расплав сильно перемешан со шлаком вследствие ли недостаточно правильного ведения технологического процесса или в результате неосторожного перемешивания ванны, то полное освобождение от шлака путем его осаждения практически невозможно. Очень длитель-

[1] C. J. Smithells u. W. Hessenbruch, ibidem, S. 51.

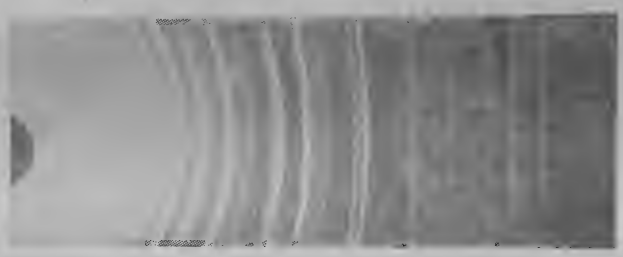
[2] Ср. W. Köster, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 289—296; G. Sachs u. W. Stenzel, Metallwirtschaft, Bd. 9, 1930, S. 350—376.

ное выдерживание и нагрев до высоких температур, которые способствуют отделению и коагуляции шлаковых частиц, оказываются благоприятными в этом отношении, но часто неприменимы. Напротив, хорошие результаты дает обработка расплава флюсами и рафинирующими средствами в том виде, как она применяется, например, при переплавке алюминия [1].

Фиг. 99. Включения глинозема Al_2O_3 в алюминиевокремниевом сплаве. Без травления. ×200

Шлаки попадают в отливку не только вследствие применения шлакующих материалов или небрежного ведения плавки. Они могут попадать также и в процессе литья. Источниками этого могут быть как плавающие в расплаве, увлеченные из печи шлаки, так и шлаки, образующиеся в результате окисления струи металла при литье.

В затвердевшей отливке такие шлаки являются инородными включениями. Поскольку они присутствуют часто в виде довольно крупных частиц, они могут значительно ухудшать такие свойства литья, как например, способность к обработке (слитка), механические свойства и непроницаемость фасонного литья. Они ухудшают текучесть сплава (ср. раздел 90).



Фиг. 100. Включения.

Фиг. 101. Корунд (Al_2O_3).

Фиг. 100 и 101. Рентгенограммы (снимки Дебай-Шерера) твердых включений в алюминиевом литье и их сравнение [illegible] сравнения со снимком корунда.

В цветных сплавах окись алюминия, или глинозем, является главнейшим и наиболее нежелательным шлаком. Последний обнаруживается во всех алюминиевых, а также содержащих алюминий сплавах [2], особенно в алюминиевой бронзе, часто в виде отдельных удлиненной формы пленок (ср. фиг. 99). Будучи чрезвычайно твердым, этот шлак часто затрудняет обработку резани[illegible] и т. д. Распознавание подобных твердых

[1] R. J. Anders[illegible] of Aluminium, New York 1925, p. 449.

[2] J. W. Bolton [illegible] Weigand, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1[illegible]—3[illegible]

ключений довольно трудно, так как всегда можно ожидать, что это частица печной кладки, обмуровки тигля и т. д. Далее, в отливке могут быть также незначительные количества карбидов. Глинозем едва растворим в кислотах, и твердые частички его могут быть легко задержаны в осадке. Как показывают фиг. 100 и 101, их можно тогда распознать, сравнивания их рентгенограммы с рентгенограммами кристаллического корунда (ср. фиг. 100 и 101). В железе, раскислявшемся алюминием, также находят включения глинозема, которые особенно затрудняют обработку железных труб. Глинозем практически не растворяется никакими реагентами, и удаление его из плавки можно поэтому осуществить лишь частично путем отстаивания или применением флюсов.

Другим нежелательным шлаком считалась прежде оловянная кислота SnO_2 в бронзах [1]. Оловянная кислота образует хорошо выраженные компактные кристаллы (фиг. 102). В последнее время вопрос

Фиг. 102. Кристаллы оловянной кислоты (SnO_2) в оловянной бронзе. Без травления. ×400

Фиг. 103. Цепочки шлака в растрескавшейся латунной трубе. ×100

о вредном влиянии оловянной кислоты потерял, повидимому, свою актуальность, что явилось, очевидно, результатом улучшения техники плавления и раскисления.

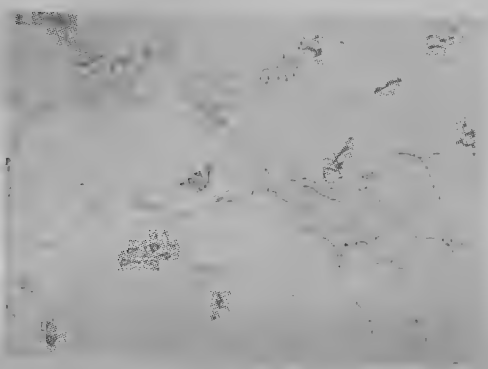
В «раскисленном» никеле и никелевых сплавах в виде шлаков встречаются сернистый марганец, сернистый магний, а также сернистый литий. Влияние их на свойства сравнительно слабо, что, вероятно, связано с их кристаллографическим характером. Очевидно, эти шлаковые частицы, взвешенные в расплаве, обрастают кристаллами, образующимися при затвердевании. Это в одинаковой мере относится как к твердым, так и к жидким шлаковым частицам. На никеле мы еще подробнее остановимся в разделе 54. Подобные же шлаковые образования встречаются также в железе [2]. Для железа вопрос о шла-

[1] E. Heyn u. O. Bauer, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., 1904, S. 138; H. S. Rawdon, Trans. Amer Inst.. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1915, p. 60; A. T. Flinn a. E. Jonson, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 17, 1917, p. 213; H. C. H. Carpenter a. C. F. Elam, J. Inst. Met., v. 19, London 1918, p. 155—220; C. F. Comstock, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 60, 1919, p. 386—400.

[2] C. Benedicks a. H. Löfquist, Non-metallic inclusions in iron and steel, London 1930; J. Reschka, E. Scheil u. E. H. Schulz, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 6, 1932/33, S. 105—108.

ках имеет большее значение, чем для цветных металлов. В качестве неметаллических включений в железе могут быть различнейшие окислы, сульфиды и т. д., которые, смотря по их характеру и свойствам, могут оказывать более или менее сильное влияние на свойства металла [1].

К шлакам относят также и собственно инородные включения. Они могут попадать в расплав из защитного покрова, печной футеровки и т. д. и попадают в отливку вследствие небрежности. Подобные включения находят в алюминии [2] и латуни [3]. На фиг. 103 показан шлиф, вырезанный из латунной трубы, на котором шлаковые включения обнаруживаются в виде отдельных цепочек. Они представляют, повидимому, включения инородного тела, вызвавшие разрыв трубы во время протяжки. Шлаковые включения могут сильно ухудшать также сопротивление усталости материала [4].



Фиг. 104. [illegible]
ния с 7% Mg, [illegible] Si. Травление [illegible] HNO[illegible]. Фаза, содержащая Mn, Fe.

45. Первичные кристаллы

Очень сильно влияют на свойства сплава также первично выделяющиеся кристаллы. Как уже упоминалось в разделе 13, влияние первичных кристаллов может быть очень различным, смотря по их характеру и специфическим свойствам. При этом необходимо отметить, что в образовании кристаллов, в особенности у элементов с небольшим атомным весом, значительное участие принимают часто также другие вещества кроме основных компонентов, так что уже незначительные количества примесей приводят к возникновению поразительно больших количеств новых кристаллов (ср. фиг. 104).

Большинство кристаллических фаз, возникающих благодаря присутствию малых количеств примесей, тверды и хрупки. Для механических свойств особенно неблагоприятны пластинчатые кристаллы. Подобные кристаллы образуются, например, в алюминиевокремниевых сплавах приблизительно с 13% Si, если содержание железа превышает 0,8%. При литье это наблюдается регулярно, если работают на машинах с горячей камерой давления (ср. раздел 86) [5]. При специальном фасонном литье силумин, например, часто загрязняется железом, которое попадает в него из скрапа. Ухудшение механических свойств этого сплава при попадании железа и возможность ослабления его вредного влияния будут подробно рассмотрены в разделе 55.

---

[1] Ср. [illegible]. W. Hessenbruch, ibidem, S. 86.

[2] R. J. [illegible] H. Capps, Foundry, v. 48, 1920, p. 337—342; A. G. Loblev, [illegible] v. 20, 1924/25, p. 183—187; Met. Ind., v. 24, London 1924, p. [illegible] Anderson, The Metallurgy of Aluminium, New York 1925, p. 554 и

[3] R. Genders, [illegible] v. 26, London 1921, p. 139—153.

[4] B. P. Haigh, [illegible], v. 20, 1924, p. 153.

[5] L. Frommer, Handbuch der Spritzgusstechnik, Berlin 1933, S. 578.

Более компактные формы первичных кристаллов (как будет подробно описано в разделе 55) оказывают менее вредное влияние. Если, однако, примеси такого рода образуют большие хрупкие частицы, то неблагоприятное действие их сказывается также при обработке резанием.

Существуют также фазы, например Cu_3P, Cu_3As и Cu_3Sb [1], очень пластичные, особенно при высоких температурах. В таких случаях характер их выделения играет, повидимому, подчиненную роль. Включения Cu_2O и Cu_2S в меди при очень высоких температурах также легко поддаются деформации и при этом даже коагулируют в более крупные частицы [2]. Влияние включений MgO в никеле сравнительно невелико, вероятно, по той же причине [3]. Все же и такие примеси, даже при совершенно округлой их форме, значительно влияют на механические свойства. Так, число перегибов, например, у тянутой меди снижается наполовину при наличии кислорода или серы в количествах всего около 0,1 вес. %, что соответствует 1,5 объемн. % Cu_2O или Cu_2S, в то время как прочность даже повышается [4].

Форма первичных кристаллов может сильно влиять и на другие свойства. Так, к сплавам, склонным к ликвации по уд. весу, добавляются (как уже указывалось в разделе 25) небольшие количества примесей, которые приводят к выделению первичных кристаллов в форме сильно разветвленных крупных образований. Последние препятствуют ликвации в сплавах.

Структура отливки становится более мелкозернистой при наличии в сплаве гетерогенных включений любого рода; в случае компактных форм образований это имеет меньшее место. По сравнению с непосредственным действием фаз эти изменения структуры, однако, почти не имеют значения.

Устойчивость сплава против коррозии при наличии включений ухудшается обычно вследствие разности потенциала их по отношению к основной массе [5]. Многие из этих фаз сами по себе мало устойчивы против химических воздействий. Это в особенности относится к некоторым шлаковым включениям, которые даже гигроскопичны. Так, незначительная уже сама по себе сопротивляемость против коррозии магниевых сплавов (электрон) особенно сильно ухудшается при наличии шлаковых включений.

46. Примеси в межкристаллических прослойках

Особенно вредны для механических свойств сплава, как указывалось уже в разделе 13, примеси, приводящие к образованию легкоплавких эвтектик или легкоплавких фаз. Они затвердевают в последнюю очередь и поэтому образуют сетку вокруг пластичных кристаллов основного вещества. Если сплав нагревается выше точки плавления этих межкристаллических прослоек, как это часто бывает необходимо при горячей обработке, то он при этом совершенно разваливается. При-

[1] O. W. Ellis, J. Inst. Met., v. 45, London 1931, p. 383—390; A. Burkhardt, W. Linicus u. G. Sachs, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 331—333.

[2] P. Siebe, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 154, 1926, S. 126—129; Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 311—315.

[3] P. D. Merica a. R. G. Waltenberg, Techn. Pap. Bur. Stand., v. 19, 1925, p. 155.

[4] P. Siebe, ibidem.

[5] G. Akimow, Korrosion u. Metallschutz, Bd. 8, 1932, S. 197—205.

мером может служить свинец в золоте[1], в котором он образует фазу, плавящуюся при 418°; также сера в железе[2] и никеле[3], где она входит в богатую сульфидами эвтектику, плавящуюся при 644°. В обоих случаях кристаллическая сетка чрезвычайно хрупка; даже при низких температурах никель с содержанием 0,01% или монель-металл с 0,002% того же элемента легко разбивается молотком на отдельные кристаллы.

Если же эвтектика плавится при высокой температуре и если эта хрупкая составляющая залегает в пластичной основе, имеющейся в преобладающем количестве, то ее влияние на механические свойства относительно мало. Это обнаруживается на примере содержащей кислород меди, где плавящаяся при 1065° эвтектика содержит лишь около 10% Cu_2O (ср. фиг. 149), а также на алюминиевых сплавах с кремнием, в которых алюминий при содержании кремния в сплаве выше 1,5% залегает среди плавящейся при 577° эвтектики с содержанием около 12% Si (ср. фиг. 33—41). Однако в последнем случае сильное влияние оказывает также характер образования хрупких составляющих (ср. раздел 13).

Одним из неприятнейших результатов действия таких межкристаллических образований, точки плавления которых всегда ниже, чем основного вещества, является повышенная склонность к трещинам в слитках и фасонных отливках. Последняя будет подробнее рассмотрена в разделе 70 и особенно в разделе 97 и следующих.

47. Облагораживание силумина

Весьма своеобразное явление представляет действие натрия на почти эвтектические алюминиевокремниевые сплавы с содержанием кремния около 12—13%. Структура этих сплавов, литых обычным способом, состоит из угловатых, пластинчатых, реже перистых кристаллов кремния, залегающих в алюминиевой основе (фиг. 105). В структуре излома ясно различимы блестящие серые пластинки кремния. Добавка около 0,05—0,1% Na при 780—800° обусловливает, как показал Пакс, полное изменение структуры в отливке[4]. Кристаллы кремния становятся (фиг. 109) чрезвычайно тонкими и округлыми. Кроме того эвтектическая точка сдвигается в сторону более высоких содержаний кремния. Структура излома, как показывает фиг. 110, становится бархатистой; кристаллы кремния уже неразличимы. Благодаря этому облагораживанию механические свойства сплава тоже сильно изменяются. В особенности повышаются удлинение и сопротивление раз-

---

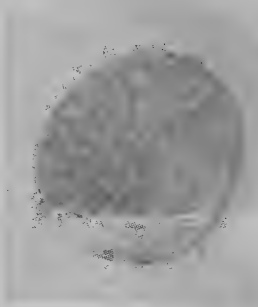
[1] L. Nowack, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 238—244; E. A. Capillon, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 439—457.

[2] J. Reschka, E. Scheil u. E. H. Schulz, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 6, 1932 33, S. 105—108.

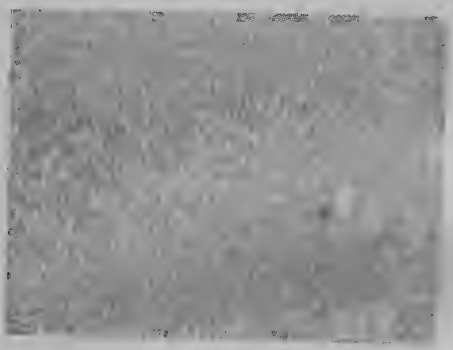
[3] P. D. Merica a. R. G. Waltenberg, Techn. Pap. Bur. Stand., 1925, № 281; G. Masing u. L. Koch, Wiss. Veröff. Simens-Konz. Bd. 5, 1926, S. 170; W. Köster, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 19—21; E. S. Wheeler, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 458—465.

[4] J. D. Edwards, Chem. metallurg. Engng., v. 127, 1922, p. 654, J. Czochralski, Z. f. Metallk., Bd. 14, 1922, S. 507; L. Guillet, Rev. Metallurg., v. 19, 1922, p. 303; R. S. Archer a. L. W. Kempf, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 581—621; B. Otani, J. Inst. Met., v. 36, London 1926, p. 243—267; J. G. Grogan, J. Inst. Met., v. 36. London, 1926, p. 269—281; A. G. C. Gwyer a. H. W. L. Phillips, J. Inst. Met., v. 36. London 1926, p. 283—324; M. L. V. Gayler, J. Inst. Met., v. 38, London 1927, p. 157—194; E. Scheuer, Z. f. Metallk., Bd. 25, 1933, S. 139—141, 157—160.

Фиг. 105. Немодифицированный: содержание натрия, $<0{,}003\%$.

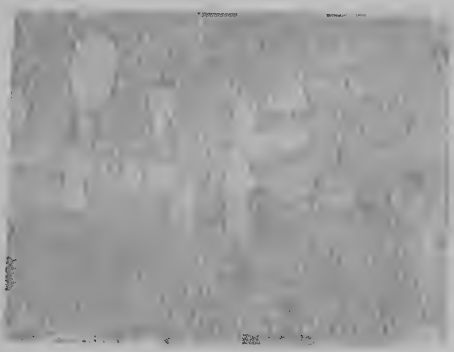


Фиг. 106.



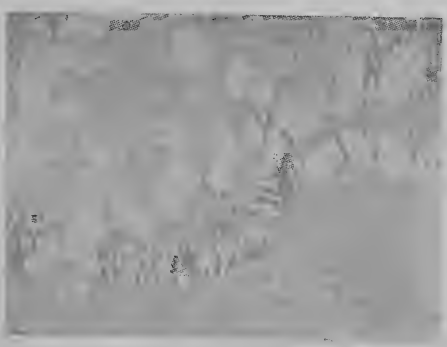
Фиг. 107. Слишком мало модифицированный: содержание натрия 0,003—0,005%.

Фиг. 108.



Фиг. 109. Хорошо (нормально) модифицированный: содержание натрия $\sim 0{,}01\%$.

Фиг. 110.



Фиг. 111. Слишком сильно модифицированный: содержание натрия $>0{,}015\%$.

Фиг. 105—111. Микроструктура и структура излома эвтектического алюминиево кремниевого сплава (13% Si) с различным содержанием натрия. [illegible] травления. Шлифы. [illegible] 70 [illegible] ломы. $\times$ 0,6.

рыву. Если добавка натрия слишком велика, то в структуре (фиг. 111) появляются своеобразные скопления выделений кремния; зерно снова становится более грубым. Как показывают фиг. 105—111, наиболее благоприятный результат достигается при совершенно определенном содержании натрия, а именно при 0,01%. Такое содержание натрия в сплаве получают, однако, лишь при присадке гораздо больших количеств натрия, а именно 0,05—0,1% при литье в землю и несколько менее при кокильном литье. Большая часть натрия выгорает и переходит в шлак. При присадке натрия в меньшем количестве происходит лишь частичное облагораживание (ср. фиг. 107 и 108). Совершенно свободный от натрия силумин может быть получен лишь при особой обработке («разблагораживании») водяным паром или хлорсодержащими веществами.

Силумин, получаемый электролитическим путем, содержит уже известное количество натрия, которого, однако, недостаточно для облагораживания структуры при литье в землю. При более быстром охлаждении, при литье в кокиль, это все же может иметь место.

Само собой разумеется, что, подобно натрию, то же действие оказывают и его соли, из которых алюминий освобождает натрий. Это относится в особенности к фтористому натрию при температуре обработки около 900°, а также к углекислому натрию при температуре около 1000°. Соли засыпаются в расплав в количестве около 3%. Затем выжидают реакции, обнаруживаемой по появлению огоньков при сгорании натрия. Соли, не реагирующие с алюминием, например хлористый натрий, или реагирующие с ним иным образом, как сернокислый натрий, не дают облагораживания. Прочие щелочные или щелочноземельные металлы действуют очень слабо.

Теория облагораживания силумина еще совершенно неясна. Достоверно лишь то, что главную роль здесь играет действие натрия. В жидком алюминии растворяется лишь небольшая часть введенного натрия, большая же часть его выгорает. В отливке остается, как уже было сказано, только около 0,1 части добавляемого натрия. Однако именно эта часть и вызывает облагораживание[1]. Если анализ показывает содержание натрия ниже 0,005%, то отливка (в землю) наверное не облагорожена; если же содержание натрия лежит между 0,007 и 0,01%, то отливка хорошо облагорожена. Изменение структуры с повышением содержания натрия (ср. фиг. 105—111) свидетельствует о наличии тройных сплавов алюминия с кремнием и натрием. В переоблагороженном силумине на шлифе особенно хорошо заметны такие же грубые выделения по границам зерен, какие образуются тройными эвтектиками в силуминах, содержащих медь или магний (ср. фиг. 137 и 153).

Поэтому следует предположить, что сильное измельчение структуры сплава объясняется тем, что частицы натрия, выделяющиеся при затвердевании из расплава, служат центрами кристаллизации. Каким образом характер кремниевых частиц изменяется от этого в столь сильной степени, совершенно неясно. Подобное измельчение структуры достигается также при очень быстром охлаждении, например при шприцлитье. Кристаллы кремния остаются при этом такими же угловатыми, как и прежде, насколько это позволяет обнаруживать структура шприцлитья, трудно различимая под микроскопом (ср. фиг. 140 и 141). Имеются и другие примеры сильного воздействия малых количеств

[1] E. Scheuer, ibidem.

примесей на кристаллизацию. Так, структура эвтектических сплавов свинца с сурьмой может быть также измельчена при присадке 0,2% Al[1].

48. Удаление примесей в процессе плавки

Одним из важнейших мероприятий, применяемых в целях устранения вредного влияния примесей, является соответствующее ведение процесса плавки. При этом можно либо воздействовать на атмосферу печи, либо загружать в ванну вещества, защищающие или рафинирующие расплав.

Зависимость поглощения газа металлом от атмосферы над ванной уже рассматривалась в разделе 32. Лучше всего производить плавку в нейтральной атмосфере[2]; в особенности следует избегать непосредственного воздействия на чистую ванну восстановительных газов и водяного пара. Больтон и Вейганд установили, что при переходе к восстановительной атмосфере сильно увеличивается количество брака в красном литье. Оно уменьшается снова, после того как содержание окиси углерода и кислорода в печной атмосфере снижается благодаря лучшему сгоранию газа[3]. В пламенных печах рекомендуется работать со слабо окислительным пламенем, в особенности при плавке бронзы и красного литья[4]. В этом случае кратковременный перегрев ванны считается безвредным или даже полезным для устранения газов. Если имеется опасность слишком сильного окисления, ванну можно покрывать защитным слоем из древесного угля или, еще лучше, флюсом, поглощающим окислы.

Если металл загрязнен окислами и другими шлаками, то одной лишь окислительной атмосферы вовсе недостаточно для достижения цели. Алюминий и магний вообще не могут очищаться таким путем. При плавке медных сплавов окислы, напротив, могут быть частично удалены, если поддерживать в печи восстановительное пламя.

Для очищения расплава, содержащего окислы, более действительными считаются другие мероприятия. Часто применяется защитный шлаковый покров, содержащий флюс, который поглощает окислы и другие взвешенные в расплаве включения. При известных условиях достаточно также перемешивания расплава с такими рафинирующими веществами. Действие этих веществ не совсем ясно. Частично они, повидимому, соединяются со шлаками, переводя, возможно, при этом в жидкое состояние твердые частицы шлака; частично же, очевидно, они способствуют чисто механическому извлечению взвесей. Для удаления окислов при переплавке алюминиевых сплавов применяют защитный покровный слой из поваренной соли, фтористых соединений и т. д.[5].

---

[1] A. G. C. Gwyer a. H. W. L. Phillips, ibidem.

[2] C. J. Smithells, S. V. Williams a. E. J. Grimwood, J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 443—455.

[3] J. W. Bolton a. S. A. Weigand, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1929, p. 475—497.

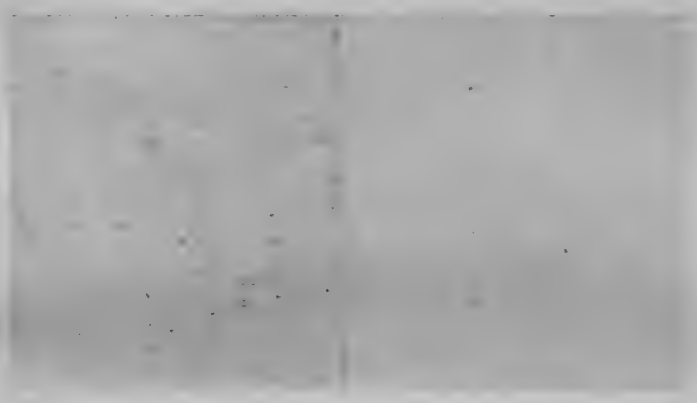
[4] E. L. Wolff a. R. B. Burr, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1915, p. 343; T. G. Bamford a. W. E. Ballard, J. Inst. Met., v. 24, London 1920, p. 155—200; B. Woyski a. J. W. Boeck, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 68, 1923, p. 861—872; H. C. Dews, Foundry Trade J., v. 40, 1929, p. 474—476.

[5] T. D. Stay, D. B. Hobbs a. H. O. Burrow, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1928, p. 726—742; D. R. Tullis, Met. Ind., v. 34, London 1929, p. 339—341, 371—378.

При плавке алюминия часто для облегчения снятия шлака применяют также хлористый цинк в количестве 0,1% от веса металла или хлористый алюминий, которые просто забрасываются на поверхность ванны.

Для удаления из железа серы и никеля рекомендуется применение шлакового покрова из равных частей обожженной извести и плавикового шпата[1], поглощающего больше 20% S. Плавка с несколькими процентами серы может быть практически очищена от серы (0,01% S) при обработке этой смесью солей.

Интересно, что применение таких шлаковых покровов часто приводит также к уплотнению отливки, т. е. устраняет вредное влияние растворенных газов. Для красного литья рекомендуется применять



Обработано натрием (0,1%). Обработано натрием (0,1%) и модифицирующей солью (дисперсаль, 1%).

Фиг. 112 и 113. Рентгеновские снимки отливок из силумина в массивном сечении. ×1

углеродсодержащие вещества[2]. Многие из таких веществ содержат легко разлагаемые окислы металлов или другие окислители[3]. Так, присадка к расплаву небольших количеств свинцового сурика или окиси меди[4] оказывает чрезвычайно благоприятное действие.

Силумин при литье в землю становится значительно более плотным (фиг. 112 и 113), если при сравнительно высокой температуре (от 850 до 900°) расплав перемешивают с облагораживающей добавкой (2/3 фтористого натрия, 1/3 хлористого натрия) или со смесью других солей (дисперсаль), вводимых в количестве, как раз покрывающем ванну (т. е. около 1%)[5]. Механические свойства электрона также могут быть [illegible] улучшены путем основательного перемешивания при 730—7[illegible] солей (дисперсаль), содержащей в качестве сильно

---

[1] B. Bogi[illegible] 5, p. 139—142.
[2] D. Reitme[illegible] 45.
[3] A. Portevin, [illegible] 25, p. 122—123.
[4] A. Portevin, [illegible] a. S. A. Weigand. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., [illegible], p. 378—383.
[5] G. Sachs, Z. VDI, B[illegible] 33, S. 115—120.

действующей составной части хлористый магний, и последующего нагрева до 850° [1]. Эти способы часто применяются на практике. При шприцлитье электрон защищают кроме того, применяя серу и сернистый ангидрид [2].

Окисление алюминия незначительно даже при непосредственном соприкосновении с кислородом, если по возможности избегают движения ванны [3]. Окись алюминия образует вязкую непроницаемую пленку, которая защищает легко окисляющийся алюминий, пока она не нарушена. По этой же причине даже небольшие присадки алюминия к другим сплавам, например свинцовым, уменьшают количество снимаемого с них шлака.

Металлические загрязнения попадают в сплав особенно часто при применении неподходящего скрапа, на что следует обратить самое серьезное внимание. При производстве слитков это понятно само собой, так как обрабатывающие цеха находятся рядом и очень быстро реагируют на ухудшение качества материала. При фасонном литье, наоборот, литейщик часто считает возможным добавлять в шихту скрап, не имея никакого представления о его влиянии на качество продукта. Рекламации по поводу неудовлетворительных механических свойств и недостаточной сопротивляемости против коррозии высококачественного алюминиевого литья надо относить в большинстве случаев за счет недопустимых загрязнений в металле.

Удаление металлических загрязнений возможно тогда, когда они обладают большим сродством к какому-либо иному веществу, чем основной металл. Наиболее известное средство — это усиленное окисление ванны. При этом методе рафинирования могут быть в значительной степени удалены многие примеси, например из меди. Однако ни в одном случае такое рафинирование не дает столь значительного эффекта, как рафинирование электролизом. Насколько чувствительна медь к загрязнениям, следует из того, что даже вайербарсы из электролитической меди ведут себя при прокатке различно в зависимости от способа их изготовления [4]. Примером очищения от металлических загрязнений может служить также извлечение висмута из свинца кальцием, который вводится в плавку при 350° преимущественно в виде свинцовокальциевого сплава [5]. Образующаяся при этом пена содержит наряду со свинцом и кальцием значительное количество висмута. Свинец очищается таким образом до содержания висмута в 0,04%. Кальция потребляется примерно столько же, сколько удаляется висмута. В Америке этот метод находит, повидимому, наиболее широкое применение.

В Германии остающееся содержание висмута считают еще слишком высоким, чтобы оправдать произведенные издержки. Метод этот основывается, очевидно, на выделении металлического соединения висмута и кальция, так что его можно считать принципиально равнозначным процессу извлечения серебра из свинца по методу Паркеса (ср. раздел 25).

---

[1] H. Menking, Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt K 3.
[2] L. Frommer, Spritzgusstechnik, S. 600.
[3] P. H. G. Durville, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, p. 343—349.
[4] K. Bernhoeft u. W. Wunder, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 27—29.
[5] R. F. Cohn, Trans. Amer. electrochem. Soc., v. 59, 1931, p. 107—113; Met. Ind., v. 38, London 1931, p. 303—304; W. Kroll, Met. u. Erz, Bd. 29, 1932, S. 114.

49. Плавление в вакууме

Радикальнейшим средством против появления газов в расплаве несомненно является плавка в вакууме[1]. При этом не только совершенно удаляются растворенные газы и не происходит поглощения их, но разрушаются многие их соединения. Окислы свинца, цинка, меди, железа, никеля и марганца разлагаются, например, при температурах между 1400 и 3600° уже при обычном давлении, так как они устойчивы лишь при таком давлении кислорода, которое превышает его парциальное давление в воздухе (ср. приведенные ниже данные о температурах разложения различных окислов по Смитзельс-Гессенбруху).

Окисел	Температура разложения при давлении кислорода в 1/3 *ат* °C
Cu_2O	1662
PbO	2075
FeO	> 2200
NiO	2478
ZnO	3544

Поэтому в вакууме при давлении около 5 *мм* рт. ст. давление кислорода и вместе с тем скорость разложения этих соединений при указанных температурах достаточно велики, для того чтобы удалить их из расплава или по крайней мере уменьшить их содержание в такой степени, чтобы оно стало безвредным[2]. Однако последние остатки таких газов удаляются из расплава лишь при очень низких давлениях (< 0,01 *мм* рт. ст.). Более устойчивые соединения могут быть разложены при реакции с другими веществами, которые дают при этом газообразные продукты: окислы разлагаются при реакции с углем, нитриды — с карбидами. Правильное устройство и огнеупорная кладка могут быть в значительной степени освобождены в вакууме от поглощенных ими газов и водяного пара. Летучие металлы, например кадмий, цинк, свинец, магний, а также марганец, могут возгоняться в вакууме.

Плавка в вакууме, особенно плавка хромоникелевых сплавов[3], доведена до высокого совершенства в Германии Роном на заводе Гереус. Чтобы сохранить качество вакуумной плавки при литье, последнее производят также в вакууме. Для этой цели изложницы жестко соединяются с индукционными печами емкостью до 4000 *кг* для плавки в вакууме и запрессовываются при поворачивании печи. Литье лучше производить очень медленно, чтобы по возможности избежать образования усадочных раковин. Если металл плавится в вакуумной печи, то он отдает газы в продолжение многих часов.

При литье плавного тантала, применявшегося ранее в виде проволоки для радиоламп и в химической аппаратуре, также необходим высокий вакуум[4]. Тантал даже в твердом состоянии жадно поглощает все газы и благодаря этому становится чрезвычайно твердым и хрупким. Это наблюдается при содержании в нем водорода уже в количестве 0,1%.

---

[1] Ср. C. J. Smithells u. W. Hessenbruch, Beimengungen und Verunreinigungen in Metallen. Berlin 1931. S. 136.

[2] N. P. Allen, J. Inst. Met., v. 43. London 1930, p. 81—124.

[3] W. Rohn, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 12—18; J. Inst. Met., v. 42, London 1929, p. 203—219.

[4] C. W. Balke, Chem. metallurg. Engng., v. 27, 1922, p. 1271—1273.

50. Обработка газами

Для дегазификации расплава без применения вакуума были предложены различные, более простые способы. Однако до сих пор ни один из них не является универсальным; в отдельных случаях, наоборот, тот или иной метод оказывается вполне пригодным.

Рекомендуется прежде всего медленное затвердевание с повторным быстрым расплавлением [1] или длительное выдерживание расплава в нейтральной атмосфере (воздух) [2] при температуре немного выше температуры затвердевания. Эти мероприятия несомненно приводят к известному уменьшению содержания газа, однако при практическом применении они связаны со слишком кропотливыми операциями. Делались также попытки «промывать» расплав путем продувания инертного газа, например азота [3] для алюминия, азота, углекислоты и окиси углерода — для меди [4]. Этот метод не удалось, однако, ввести в практику; вероятно, его эффективность недостаточна.

Лучшие результаты дает удаление растворенных газов при реакции с другими газами. Так, в некоторых алюминиевых сплавах хлор оказывается хорошим средством для уменьшения пористости, вызванной растворенным водородом [5]. Хлор лучше вводить в расплав не в форме газообразного хлора, а в виде различных летучих и легко разлагаемых хлоридов, например хлористого бора, хлористого титана и четыреххлористого углерода. Полезным оказывается также разбавление хлора азотом или солями и наполнителями, например летучими фторидами («Альсанит»), которые производят, повидимому, еще и дополнительное действие, как добавки в сплав. Необходимые для этого количества хлора очень малы, порядка 0,1 вес. %. На магний и медь обработка хлором оказывает незначительное влияние [6].

51. Раскислители

Гораздо более широкое применение, чем методы, описанные в предыдущих главах, находит процесс так называемого «раскисления». В этом случае к расплаву, незадолго перед разливкой, присаживаются вещества, которые, как показывает уже самое название этого способа обработки, обладают большим сродством к кислороду, чем металлы,

[1] S. L. Archbutt, J. Inst. Met., v. 33, London 1925, p. 227—252; W. E. Prytherch, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 73—80; N. P. Allen, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 81—124; E. J. Daniels, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 125—162.

[2] W. Claus, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 268—270, 271—273; W. Claus u. E. Kalaehne, Giesserei, Bd. 15, 1928, S. 996—1000.

[3] S. L. Archbutt, ibidem; J. D. Grogan a. T. H. Schofield, J. Inst. Met., v. 49, London 1932, P. 301—315.

[4] N. P. Allen, ibidem; E. J. Daniels, ibidem; N. P. Allen a. A. C. Street, J. Inst. Met., v. 51, London 1933, p. 233—256.

[5] D. R. Tullis, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 55—63; Met. Ind., v. 34, London 1929, p. 339—341, 371—372; W. Rosenhain, H. D. Grogan a. T. H. Schofield, J. Inst. Met., v. 44, London 1930, p. 305—330; R. Sterner-Rainer, Z. f. Metallk., Bd. 23, 1931, S. 274—282; W. Koch, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 69—72; D. Hanson a. J. G. Slater, J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 187—215; H. D. Grogan a. T. H. Schofield, J. Inst. Met., v. 49, London 1932, p. 301—315; Steinhäuser, Metallwirtschaft, Bd. 12, 1933, S. 284—285.

[6] J. D. Grogan a. T. H. Schofield, J. Inst. Met., v. 51, London 1933, p. 301—315.

находящиеся в сплаве. Критерием для определения подобных действий присадок могут служить теплоты образования окислов, приведенные в табл. 7 [1].

Таблица 7

Теплоты образования различных металлических окислов при соединении с 1г-атомом кислорода (по Клаусу)

Кальций .	145 *кал*	Натрий . .	101 *кал*	Фосфор . .	80 *кал*	Сурьма . .	55 *кал*
Бериллий .	144 „	Калий . . .	98 „	Олово . . .	68 „	Мышьяк .	52 „
Магний . .	143 „	Кремний .	94 „	Кадмий . .	66 „	Свинец . .	51 „
Литий . . .	141 „	Марганец .	91 „	Железо . .	66 „	Медь . . .	44 „
Алюминий .	127 „	Цинк . . .	85 „	Никель . .	60 „		

Отнесенный к 1 молю кислорода элемент, обладающий значительно более высокой теплотой образования, чем другой, отнимает у этого последнего кислород. Правило это не является строго справедливым, так как величины теплот образования относятся к абсолютному нулю.

Раскислитель должен кроме того удовлетворять еще другим требованиям. Первое условие — это вообще возможность введения его в расплав. Так натрий, хотя и обладает весьма большим сродством к кислороду, но никоим образом не может быть введен в металлы, для которых он мог бы быть раскислителем, например в медь, никель, железо. То же относится и к применению магния и лития для раскисления стали, так как введение этих металлов связано с явлениями взрыва. Интересно, что никель допускает такую обработку, возможно, благодаря его низкой точке плавления, а, может быть, также вследствие известной растворимости раскислителей в расплаве.

Наибольший эффект раскисления наблюдается во всяком случае при условии растворения соответствующего раскислителя в расплаве и, наоборот, удаления из продуктов реакции его окислов путем ли перехода их в жидком или твердом состоянии в шлак или путем испарения. В противном случае в соответствии с законом действия масс происходит лишь частичное раскисление.

Кроме элементов: фосфора, лития, кальция, алюминия, магния, кремния, цинка, титана, циркония, марганца и т. д., применение находят также некоторые легко разлагающиеся соединения, как борид кальция, недокись бора и пр. [2]. Элементы эти вводятся в расплав обычно не в чистом виде, а в виде сплавов с хорошо растворимыми и безвредными металлами.

При плавке алюминия и магния не применяют раскислителей, так как окислы этих металлов не разложимы в достаточной степени никакими средствами. Напротив, раскисление широко применяется для меди, никеля, платины, серебра и их сплавов. Повидимому только в стали цель подобной обработки является чистое обезвреживание кислорода; при других металлах имеют место реакции иного рода, во всяком случае более сложные.

[1] W. Claus, Giesserei Ztg., Bd. 22, 1925, S. 557—565.
[2] L. Guillet, Rev. Metallurg., v. 21, 1924, p. 174—182.

52. Раскисление стали

Кислород вызывает в стали различные нежелательные явления, в том случае, если плавка и разливка производятся без особых мер предосторожности. Реакция с углеродом при затвердевании стали приводит к образованию пузырей в отливке. Особенно обращает внимание скачкообразное падение ударной вязкости обработанного материала с падением температуры. В случае кислородсодержащей стали явление это наступает примерно при комнатной температуре и при холодной обработке сдвигается к более высоким температурам. Это старение при наклепе (Reckalterung) основывается, повидимому, на процессах растворения и выделения кислорода в стали. Оно значительно уменьшается, если действие кислорода тем или иным способом обезвреживается.

Для этой цели служат главным образом марганец, кремний и алюминий, далее, титан, цирконий и кальций в количестве около 0,1% [1]. Действие марганца относительно слабо, так как этот элемент обладает только немного большим сродством к кислороду, чем железо. В шлаке содержание MnO и FeO всегда устанавливается примерно в отношении 2,5 : 1. С другой стороны, содержащие марганец частицы шлака, остающиеся в отливке, довольно безвредны в сталях вследствие своей круглой формы и мягкости. Алюминий весьма основательно очищает сталь от кислорода ввиду своего высокого сродства к нему. Однако возникающие при этом вязкие пленки окиси алюминия препятствуют горячей обработке давлением и отрицательно влияют на механические свойства. По этой причине алюминий, являющийся, правда, до сих пор лучшим раскислителем для стали, не находит широкого применения в этой области. Подобно алюминию ведет себя также кремний. Титан, цирконий и кальций занимают промежуточное положение между марганцем и алюминием. Насколько широко они будут введены в практику, пока решить трудно.

53. Раскисление и дегазация меди

Присадка раскислителей к меди преследует две цели. Во-первых, бедная кислородом медь необходима там, где можно ожидать воздействия восстановительных газов. Последние, проникая в медь, разлагают закись меди, а образующийся при этом водяной пар разрушает поверхность (водородная болезнь). Фиг. 114 показывает, как может ухудшаться при этом проводимость проволоки и в какой степени этот недостаток может быть устранен при применении раскислителя. Во-вторых, многие примеси в меди препятствуют развитию газов при литье, вследствие чего отливка обнаруживает сильную усадку при своем затвердевании (фиг. 115 и 116), как любой плотно затвердевающий материал. Плотное медное литье применяется для электротехнических целей, так как (см. раздел 34) проводимость чистого медного литья сильно повышается с увеличением плотности.

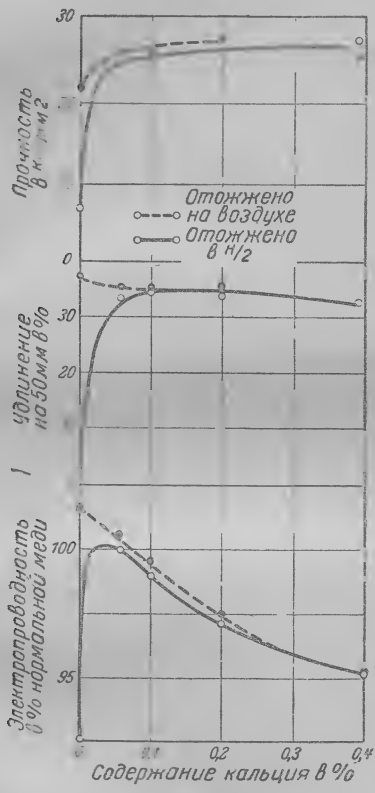
По данным Аллена [2] присадка фосфора и мышьяка, из которых только первый обладает достаточным сродством к кислороду, чтобы

---

[1] W. Zieler, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 5, 1931/32, S. 299—314.
[2] N. P. Allen, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 81—124.

быть раскисляющим средством, вызывает известное уплотнение не содержащей кислорода меди. При наличии кислорода отливка становится плотной только при применении фосфора, но не мышьяка. Действие фосфора также несовершенно, если содержание водорода очень высоко. Если фосфор при повторном окислении удаляется из металла, то первоначальная пористость появляется снова. Подобные же явления были установлены при присадке железа.

Поэтому и дегазация медного литья представляет собой, повидимому, только устранение кислорода. Если, наоборот, металл содержит кислород, то отливка (как указывалось в разделе 30) становится неплотной вследствие образования водяного пара из кислорода и водорода, имевшихся в металле. Если кислород отсутствует, то



Фиг. 114. Влияние добавки кальция на свойства медной проволоки, отожженной в воздухе и водороде (по Шумахеру и Эллису).

Фиг. 115. Фиг. 116.

Фиг. 115. Отлитый в кокиль слиток из катодной меди непосредственно после переплавки.

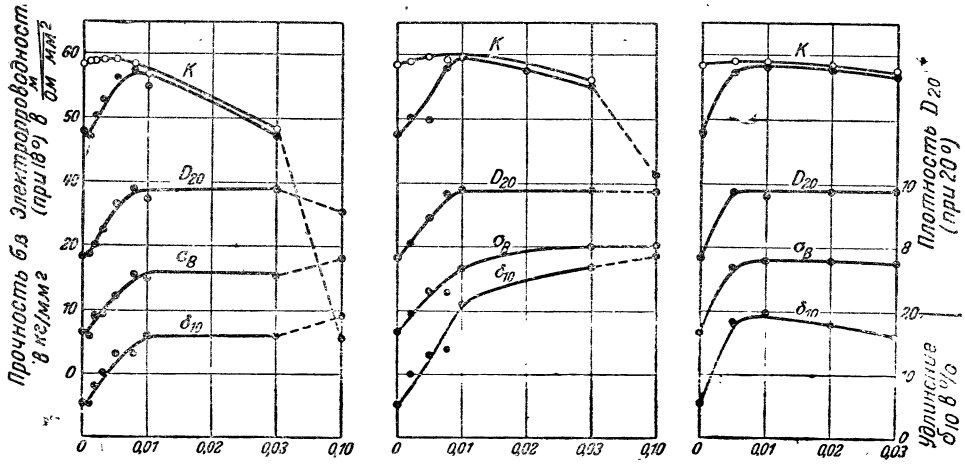
Фиг. 116. Отлитый в кокиль слиток из катодной меди, переплавленной с присадкой 0,01% Li.

от[illegible] плотной в том случае, если водорода в металле не [illegible] количества, которое может перейти в твердый раствор.

В [illegible] применяются различнейшие элементы с большим [illegible] восстановители (недокись [illegible] кремния, магния, алюминия, ци[illegible] ее время

[1] A. Portevin. Rev. [illegible], [illegible] 19[illegible] p. 155.

бериллий [1], литий [2] и кальций [3]. Как показывают фиг. 117—119, три элемента с низким атомным весом — фосфор, литий и бериллий — действуют в смысле уплотнения приблизительно одинаково. Достаточно в данном случае 0,01% этих добавок для того, чтобы сделать отливку плотной. Присадки кальция, магния, алюминия или кремния для достижения того же действия должны быть уже в несколько раз больше, что соответствует примерно отношениям атомных весов. Поразительно,



Фиг. 117. Содержание фосфора в весов. %.

Фиг. 118. Содержание лития в весов. %.

Фиг. 119. Содержание бериллия в весов. %.

Фиг. 117—119. Влияние различных раскислителей на свойства меди в литом состоянии и в виде проволоки.

однако, то, что это действие достигается только в том случае, если часть присадки остается в отливке, и что наряду с этим она может содержать даже известное количество кислорода.

Для оценки действия раскислителей важны еще изменения механических свойств, которые ими вызываются. Из всех раскислителей только фосфор и литий и, повидимому, еще соединения бора образуют легкоплавкие продукты реакции, практически совершенно удаляющиеся из расплава. Дешевый фосфор (в форме фосфористой меди с 10—15% P или же для бронзы в форме фосфористого олова) является поэтому излюбленнейшей присадкой при плавке меди и медных сплавов. По той же причине литий и фосфор единственные вещества, присадка которых обеспечивает медной сварочной проволоке значительное улучшение механических свойств [4].

При изготовлении материала для электротехнических целей особое значение приобретают возможные изменения проводимости (в тянутой

---

[1] G. Masing u. C. Haase, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 7, 1928, S, 321—334.

[2] G. Masing u. C. Haase, ibidem; E. E. Schuhmacher, W. C. Ellis a. J. F. Eckel, Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1929, p. 151—164, Met. a. Alloys, v. I, 1930, p. 714—816; A. Burkhardt u. G. Sachs, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 239—242.

[3] E. E. Schuhmacher, W. C. Ellis a. J. F. Eckel, ibidem; L. Zickrick, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., 1933.

[4] W. Geldbach, Diss. Techn. Hochsch., Berlin 1931; Autogene Metallbearb., Bd. 24, 1931, S. 319—331, 335—345.

проволоке). В этом отношении литий, кальций, а также бериллий действуют хорошо, фосфор, магний, кремний, напротив, неблагоприятно, поскольку незначительное превышение вводимой присадки сильно снижает проводимость, как показывают фиг. 117—119. Это явление объясняется тем, что добавки образуют с медью твердый раствор.

Интересно, что малые добавки лития вызывают даже повышение проводимости (ср. фиг. 118), что не наблюдается при других веществах. Возможно, это объясняется тем, что литий особенно сильно вытесняет также газы: однако до сих пор не имеется никаких непосредственных доказательств этого утверждения.

Часто применяется, в особенности при оловянных бронзах, обработка фосфором. При этом в первую очередь происходит устранение вредной в отношении механических свойств оловянной кислоты. Уплотняющего действия фосфора или других раскислителей на бронзу установлено не было. Избыточный фосфор вследствие образования при этом твердых включений даже вредно отзывается на механических свойствах и обрабатываемости [1]. Меднониклевые сплавы раскисляются марганцом (0,125—1%).

54. Обессеривание никеля

Обработка никеля и никелевых сплавов раскислителями служит для обезвреживания серы, а не кислорода. Никель относится к кислороду, подобно меди, и поэтому допускает присутствие значительных количеств этого элемента без вреда для своих свойств. Напротив, самое незначительное содержание серы делает никель и никелевые сплавы непригодными к обработке и горячеломкими [2]. Даже при самом чистом, химически осажденном никеле только с большим трудом удается получить безукоризненный листовой материал при обработке путем спекания и горячей прокатки. Причина этого явления заключается в том, что сера образует затвердевающую при очень низкой температуре (644°) и состоящую в большей своей части из хрупкой составляющей Ni_3S_2 эвтектику с 21% S. Последняя окружает каждый отдельный кристалл никеля более или менее толстой оболочкой в зависимости от содержания серы (фиг. 120 и 121). Вследствие этого никель не может обрабатываться ни холодным способом из-за хрупкости сетки, ни в горячем состоянии из-за низкой точки плавления. Подобным же образом сера ведет себя по отношению к железу [3].

Для обессеривания или, вернее, для компенсации неблагоприятного действия серы на никель служат присадки марганца, кремния, магния и в последнее время лития. Марганец действует слабее всего (фиг. 122), так как при нем сера остается по границам зерен, хотя и в виде менее развитой сетки. Очевидно, однако, что добавка 0,5% Mn совершенно достаточна для того, чтобы сделать никель пригодным к обработке, так как любимый материал — собственно никелевомарганцовый сплав — имеется в продаже. Магний действует более благоприятно

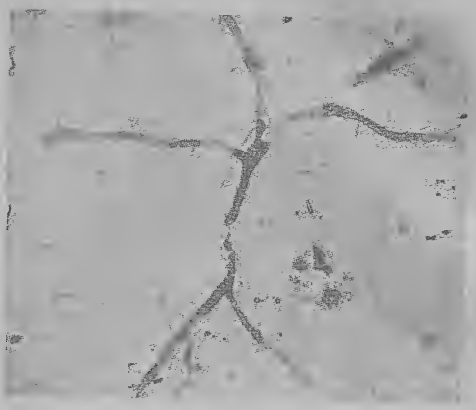
---

[1] A. Portevin, Rev. Metallurg., v. 20, 1923, p. 155—157; E. J. Daniels, J. Inst. Met., v. 48, London 1932, p. 135—142.

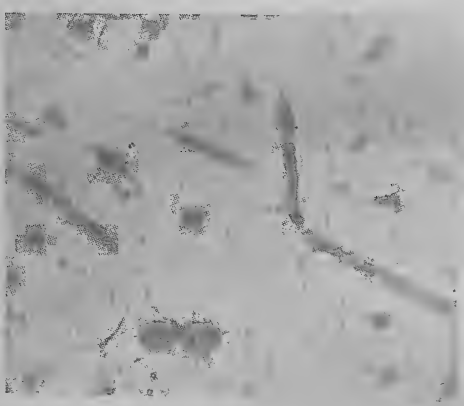
[2] P. D. Merica, R. G. Waltenberg, Tech. Pap. Bur. Stand., v. 19, 1926, p. 155; G. Masing u. L. Koch, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 5, 1926, S. 170—174; Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 178—179.

[3] J. Reschka, E. Scheil u. E. H. Schulz, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 6, 1932/33, S. 105—108.

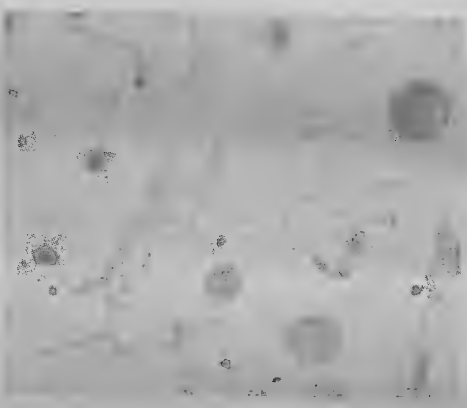
Фиг. 120.



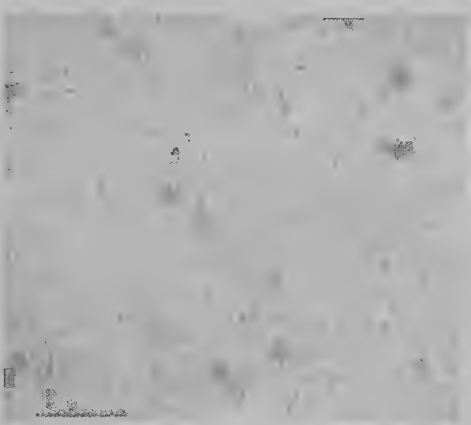
Фиг. 121.



Фиг. 122.



Фиг. 123.



Фиг. 124.

Фиг. 120. Структура чистого литого никеля (без добавок).

Фиг. 121. Структура литого никеля с 0,8% S.

Фиг. 122. Структура никеля 0,8% S и 0,5% Mn.

Фиг. 123. Структура никеля с 0,8% S и 0,1% Mg.

Фиг. 124. Структура никеля 0,8% S, 0,085% Mg и 0,015% Li.

Фиг. 120—124. Травление 4%-ной пикриновой кислотой в алкоголе + + HCl. × 280

(фиг. 123), так как сульфид магния образует включения круглой формы и скопления эвтектики. Однако магний, даже в виде лигатуры, мало употребителен из-за разбрызгивания металла при его введении. В практике часто производится предварительная обработка металла марганцом или кремнием в количестве 0,1—1%, а затем обработка магнием (0,05—0,15%). Подобным же образом, но, быть может, несколько благоприятней чем магний, действует литий (фиг. 124). Включения в этом случае не так многочисленны и меньше по размерам. Очевидно, сульфид лития легче переходит в шлак. Литий вводится в виде магниевого сплава с 15% Li, а при обработке никелевомедных сплавов — в виде медного сплава с 1% Li или цинкового сплава с 15% Li. Ввиду высокой цены магния обычно производится предварительная обработка кремнием или марганцом и дополнительная обработка сплавом магния с литием в количестве 0,025%, т. е., 0,004% Li и 0,02% Mg.

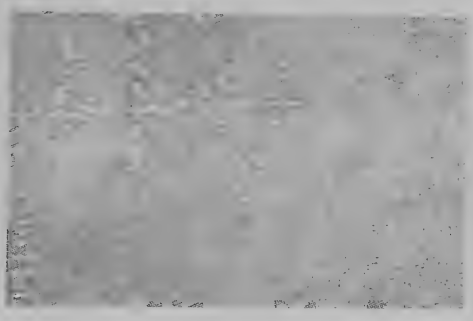
55. Компенсация вредного действия железа и титана в силумине

Неблагоприятное действие загрязнений может быть компенсировано другими примесями. При этом примеси действуют на загрязнения, не устраняя их вовсе из сплава, а лишь переводя в менее вредную форму.

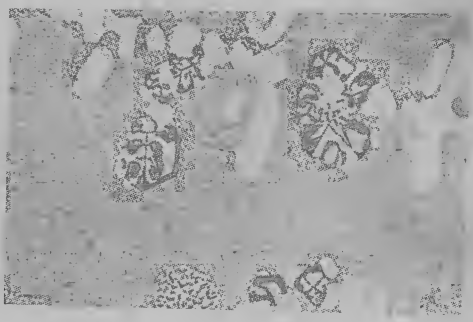
Намеренное переведение металлической примеси в другую более благоприятную форму при помощи второй примеси возможно, повидимому, в сравнительно редких случаях. Во всяком случае до сих пор этим способом не удается обезвреживать различные особенно нежелательные загрязнения. Но так как структурные отношения уже в тройной системе в большинстве случаев довольно неясны, то представляется вполне возможным, что в будущем будут иметь место случаи подобного рода. Уже и сегодня имеется несколько примеров более или менее преднамеренного применения этого принципа компенсации.

Весьма характерен пример алюминиевых сплавов с высоким содержанием кремния. В облагороженном силумине с 13% Si железо и титан являются вредными примесями в отношении механических свойств и, возможно, в отношении устойчивости против коррозии. Железо до 0,8% практически не оказывает никакого влияния, так как железосодержащая составляющая при этих количествах железа образует с алюминием и кремнием тонкозернистую тройную эвтектику (фиг. 125—130). Однако при более высоком содержании железа, как ясно показывают фиг. 128 и 126, при затвердевании сплава первично кристаллизуются большие хрупкие пластинки, которые особенно снижают пластичность силумина и делают его чувствительным к удару. Небольшие присадки титана еще усиливают это явление (фиг. 131—135), так как количество железо- и титансодержащей составляющей сильно возрастает. Большие содержания титана действуют, правда, менее отрицательно, так как при этом кристаллы приобретают округлую форму (фиг. 131—135). Соответственно с этим действие примеси титана на силумин очень своеобразно (фиг. 136). Неблагоприятно действует также высокое содержание меди, так как оно уже при незначительных количествах железа (фиг. 137—139) ведет к образованию первично кристаллизующихся пластинок и таким образом, очевидно, сдвигает эвтектику в сторону более низкого содер-

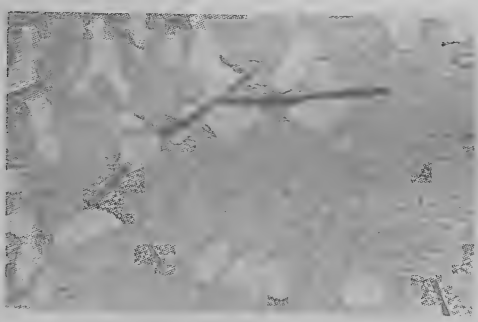
жания железа. Такое высокое содержание меди иногда является желательным в отношении других механических свойств. Нежелательному выделению железосодержащих кристаллов препятствуют путем



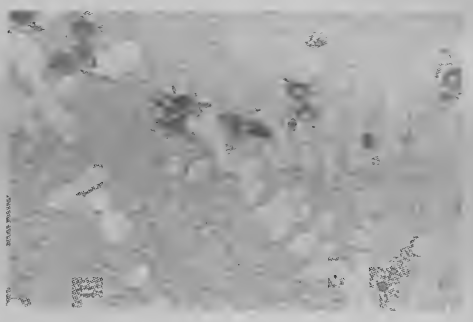
Фиг. 125. 0,5% Fe.



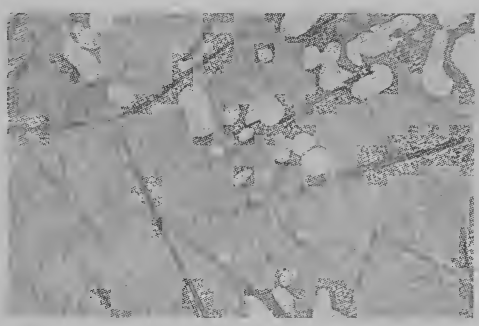
Фиг. 126. 0,5% Fe + 0,5% Mn.



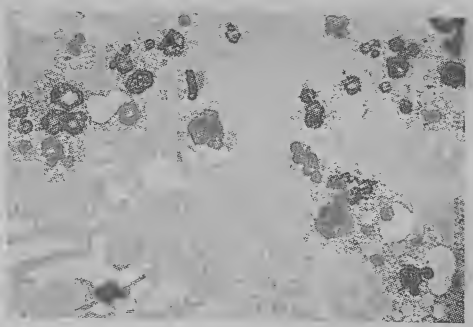
Фиг. 127. 1,0% Fe.



Фиг. 128. 1,0% Fe + 0,5% Mn.



Фиг. 129. 1,5% Fe.



Фиг. 130. 1,5% Fe + 0,5% Mn.

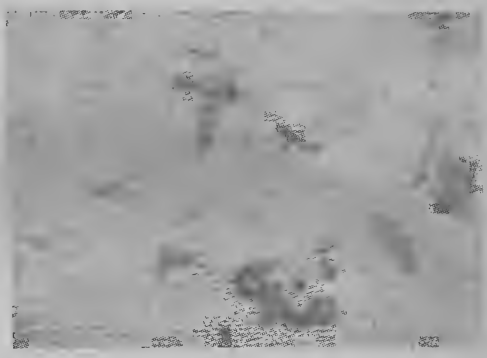
Фиг. 125—130. Влияние железа и марганца на структуру силумина (87% Al, 13% Si). Без травления. × 70.

добавки марганца, а также кобальта и хрома (фиг. 125—131, 137—139). О наличии небольшого содержания марганца можно судить по своеобразной структуре (китайские письмена) железо- и марганецсодержащей составляющей. При больших добавках марганца, а также при добавке хрома и кобальта эти кристаллы становятся компактными.

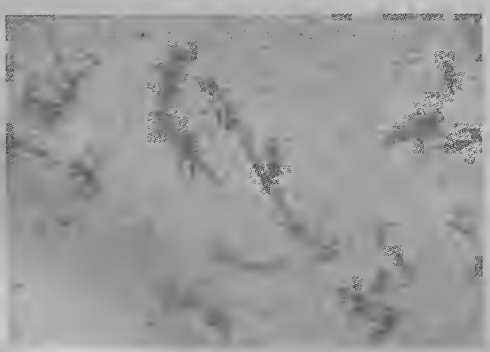
Фиг. 131. 0,5% Fe + 0,14% Ti.

Фиг. 132. 0,5% Fe + 0,14% Ti + 0,5% Mn.

Фиг. 133. 0,5% Fe + 0,3% Ti.



Фиг. 134. 0,5% Fe + 1,1% Ti.

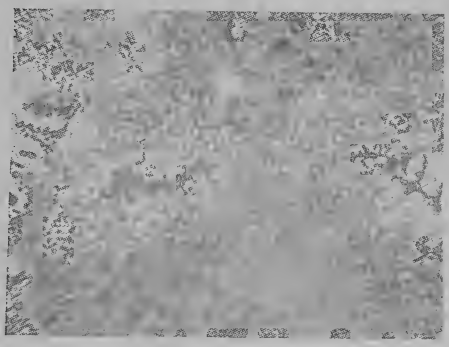


Фиг. 135. 0,5% Fe — 1,5% Ti.

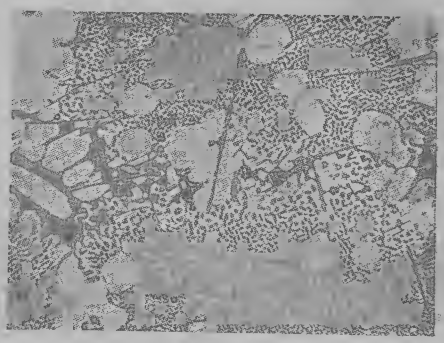
Фиг. 131—135. Влияние титана на структуру содержащего железо силумина. Без травления. × 40.

Фиг. 136. Влияние титана на механические свойства обыкновенного силумина (86% Al, 13% Si, 0,5% Fe).

Это благоприятное действие марганца особенно полезно еще при шприцлитье (фиг. 140 и 141), так как алюминиевые сплавы в маши-

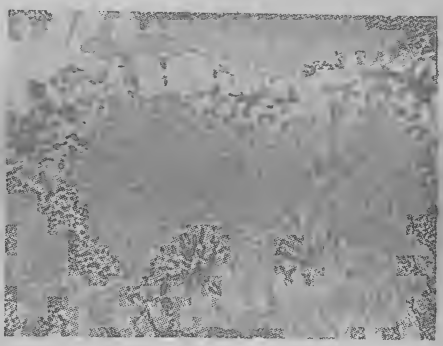


Фиг. 137. 0,8% Cu + 0,5% Fe.

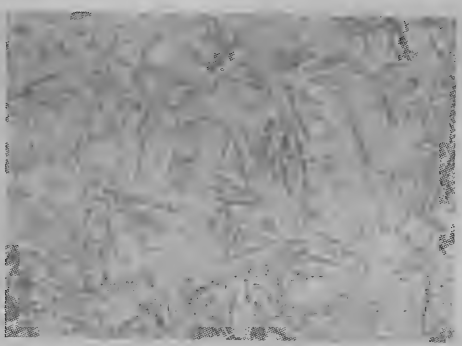


Фиг. 138. 0,8% Cu + 0,8% Fe.

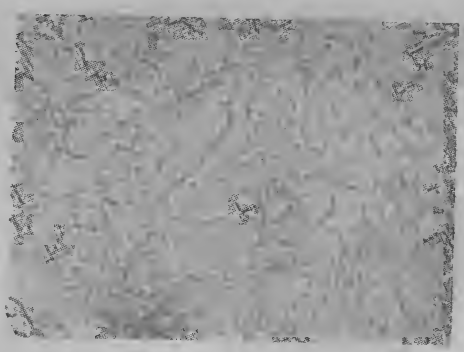
Фиг. 137—139.
Влияние железа и марганца на структуру силумина с медью (87% Al, 12% Si, 0,8% Cu). Без травления. × 140



Фиг. 139. 0,8% Cu + 0,8% Fe + 0,3% Mn.



Фиг. 140. 8% [Si + 2,8% Fe.



Фиг. 141. 8% Si + 2% Fe + 1% Mn.

Фиг. 140—141. Структура шприцлитья из силумина без марганца и с марганцем. Без травления. × 300

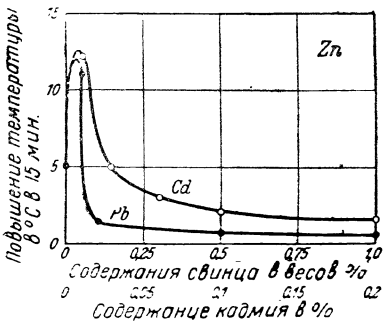
нах с горячей камерой, в которой производят давление, поглощают до 3% Fe [1].

[1] L. Frommer, Spritzgusstechnik, S. 578.

56. Прочие примеси, эффективно действующие при малых содержаниях

Некоторые примеси в малых количествах оказывают весьма сильное и положительное влияние, объяснить которое очень трудно.

Так, медь в свинце, например, в продукте паттинсования, в количестве всего лишь 0.1% очень благоприятно влияет на устойчивость против действия серной кислоты и даже компенсирует влияние главного загрязнения в свинце — висмута [1], всегда являющегося в нем вредной примесью. Так же действуют небольшие примеси никеля (благородный свинец — Edelblei). По отношению к соляной кислоте все примеси в свинце являются, наоборот, вредными. Другие важнейшие изменения, вызываемые примесями меди и никеля в свинце, — это значительное измельчение структуры литого и рекристаллизованного металла [2] и вместе с тем, вероятно, равномерное распределение всех гетерогенных примесей, а также повышение твердости и прочности.



Фиг. 142. Влияние свинца и кадмия на устойчивость электролитического цинка против действия серной кислоты.

На устойчивость против действия серной кислоты некоторых, сравнительно чистых сортов цинка также благотворно влияют некоторые примеси, особенно свинец и кадмий, а также ртуть, магний и литий [3] (фиг. 142). Напротив, железо, никель, медь и сурьма оказывают в этом отношении очень плохое влияние. Благоприятное действие свинца и кадмия основывается, вероятно, на образовании защитных межкристаллических прослоек [4]. Эти примеси могут также компенсировать вредное влияние железа, правда, лишь в очень узких пределах при содержании его около 0,01%. Устойчивость цинка против действия серной кислоты очень повышается и также, если вести отливку при очень низких температурах и при возможно тщательном предупреждении всякого перегрева. Нижняя часть отливки, прилегающая к изложнице, всегда, даже если вести испытания металла в листах, оказывается значительно лучше, чем верхняя, что, очевидно, связано с ее более мелкозернистой структурой (ср. фиг. 169 и 170).

Благоприятно влияют еще небольшие присадки магния к алюминийсодержащим цинковым сплавам. На этих сплавах, часто применяющихся для шприцлитья, очень неблагоприятно сказывалось по-

---

[1] F. Brenthel. Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 23—26; M. Werner. Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 342—347; A. Burkhardt. Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 181—187.

[2] E. Loofs-Rassow, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 161—165; G. Tammann u. K. L. Dreyer. Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 191, 1930, S. 65—68.

[3] R. Vondrazek a. J. I. Zak-Krizko Rev. Tran. Chem., v. 44, 1925, p. 376—389; W. S. Patterson. J. Soc. Chem. Ind., v. 45, 1926, p. 325—330; v. 46, 1927, p. 390—396; A. Burkhardt u. G. Sachs. Metallwirtschaft. Bd. 12, 1933, S. 325—329, 339—343.

[4] M. Straumanis. Metallwirtschaft. Bd. 12, 1933, S. 175.

степенное распадение промежуточной цинкалюминиевой составляющей, и отливка становилась из-за этого непригодной. Френкель и Шпаннер установили, однако, что процесс подобного старения можно в значительной мере задержать, добавляя к сплавам магний и кадмий [1]. Новейшие американские исследования показали, что небольшое содержание магния в сплаве наряду с применением очень чистого цинка сообщает этим сплавам устойчивость против старения [2].

Следует подчеркнуть одно обстоятельство, с очевидностью вытекающее из приведенных примеров, что одновременное действие нескольких примесей никоим образом не является аддитивным. При разработке новых сплавов надо особенно иметь в виду, что от совместного действия нескольких компонентов сплава могут получаться неожиданные и часто нежелательные результаты.

ТЕРМООБРАБОТКА ЛИТЬЯ

57. Отжиг и улучшение

Термообработка литья может состоять из собственно отжига при более высоких или отпуска при низких температурах с обычным, т. е. по большей части относительно медленным, охлаждением. Она может заключаться также в нагреве с последующей закалкой в воде или в другой быстро охлаждающей среде и следующем затем отпуске.

Термины «отжиг» и «термообработка» применяются, однако, в большинстве случаев в более узком и специальном смысле.

Под отжигом понимают преимущественно такую обработку, которая приводит отливку в устойчивое состояние, соответствующее диаграмме равновесия при комнатной температуре. Отжиг может при этом преследовать несколько целей:

1) снятие напряжений в отливке;

2) выравнивание концентрации — гомогенизация литья;

3) стимулирование изменений в твердом состоянии, задержанных быстрым охлаждением (превращения, выделение определенных фаз), отжиг;

4) изменение формы кристаллов.

Для гомогенизации и изменения характера кристаллов безразлично, что последует за нагревом. Наоборот, снятие напряжений и отжиг достигаются обычно после нагрева лишь в том случае, если охлаждение происходит достаточно медленно. Быстрое охлаждение постоянно вызывает новые местные напряжения. Если к тому же материал во время охлаждения переходит границы различных областей состояния, то стабильное, при комнатной температуре, состояние может наступить лишь при очень медленном охлаждении. Совершенная стабильность обычно не достигается. Однако изменения свойств, связанные с этим обстоятельством, имеют значение только в исключительных случаях. В некоторых сплавах, очень плохо поддающихся превращениям, установление равновесия вообще недостижимо или достижимо только при исключительно медленном охлаждении.

Под собственно термической обработкой понимают более сложные температурные изменения, ведущие к свойствам, которые значительно

[1] W. Fraenkel u. J. Spanner, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 58—60.

[2] H. E. Brauer a. W. M. Peirce, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 68, 1923, p. 796—832.

отличаются от свойств, присущих состоянию равновесия при комнатной температуре. Условием для этого является, чтобы кристаллы, существующие при высоких температурах в только что затвердевшей или нагретой для отжига отливке, при медленном охлаждении изменяли свое состояние. Если это изменение совсем или частично задерживается при сравнительно быстром охлаждении или если оно сдвигается в область очень низких температур, то говорят, что материал находится в термически обработанном состоянии. Здесь могут иметь место два случая: либо состояние, устойчивое при высокой температуре, тем или иным путем фиксируется при низких температурах, либо возникают какие-то промежуточные состояния, которые в большинстве случаев характерны необычными (крайними) свойствами. Целью термообработки является, естественно, получение особенно хороших в том или ином отношении свойств. Мы поэтому говорим об улучшенном материале (ранее был принят также термин «облагороженный», который сейчас почти совсем не применяется).

Полная термообработка состоит из нескольких процессов:

1) отжига или гомогенизации (при закалке) при высокой температуре;

2) сравнительно быстрого охлаждения или закалки;

3) отпуска при низких температурах или вылеживания при комнатной температуре (при известных условиях даже охлаждения до температур ниже 0°).

Процессы, перечисленные в п. 3, или изменения свойств, вызванные ими, объединяются понятием «старения» или же «твердения» («упрочнения», «дисперсионного твердения») по основному признаку эффекта, к которому главным образом стремятся, применяя этот способ.

Эти процессы могут оказаться совершенно или частично излишними при литье, если охлаждение после литья регулируется соответствующим образом. Примером может служить перлитное литье. Здесь можно достигнуть даже лучших результатов, чем применяя последующий нагрев, который в некоторых случаях связан с нежелательными побочными явлениями. Таких же хороших результатов добиваются в последнее время также от улучшаемого силуминового кокильного литья, создавая соответствующие условия охлаждения, отказываясь, таким образом, от применения полной термообработки (ср. раздел 110). Правда, последняя осуществляется проще и результаты ее надежнее, так как отдельные процессы ее идут в строгой последовательности, в то время как создание соответствующих условий при охлаждении представляет собой большие затруднения и последовательность отдельных процессов при этом устанавливается с трудом.

58. Снятие напряжений

Снятие напряжений в отливке путем специальной термической обработки — прием, применяющийся сравнительно редко. В тех случаях, когда можно опасаться образования трещин в результате напряжений, вызываемых нагревом и охлаждением, обычно стремятся путем медленного и равномерного охлаждения отливки (ср. раздел 101) воспрепятствовать возникновению и сохранению в ней вредных напряжений. Поэтому литые изделия и слитки часто охлаждают в особых обогреваемых томильных колодцах, чтобы достигнуть очень медленного

охлаждения. Такой прием особенно необходим при очень хрупком специальном литье, например при отливках из кремнистого железа с содержанием 8—14% Si, часто употребляемого ввиду его высокой устойчивости против действия кислот. Только при таких условиях отливка в холодном состоянии не будет иметь трещин. Для замедления охлаждения в некоторых случаях на отливке оставляют еще слой формовочной массы.

В литературе иногда встречаются указания о применении особого отжига с целью устранения напряжений в алюминиевом сплаве Y[1] и в бронзе[2], а также в чугуне и стали[3]. Температуры, необходимые для этого, должны достигать по меньшей мере температур рекристаллизации данных материалов, т. е. для железа минимум 450°, для алюминия минимум 300° и для бронзы минимум 500° при продолжительности нагрева приблизительно 1 час. После этого следует возможно медленное охлаждение во избежание возникновения новых напряжений.

59. Гомогенизация литья

Ликвация у большинства применяемых для технических целей сплавов не достигает таких размеров, чтобы отрицательно сказаться на дальнейшей обработке или применении отливки. До тех пор пока несовершенное установление равновесия при затвердевании не ведет к усиленному появлению хрупкой составляющей, механические свойства остаются, повидимому, неизменными, независимо от того, имеет ли место внутрикристаллическая ликвация. Содержит ли латунь зональные кристаллы или она гомогенизирована[4] многочасовым отжигом при 650—750°, это обстоятельство очень мало отражается на поведении латуни при обработке. В случае мышьяковистой меди[5] и нейзильбера[6], в которых зональные кристаллы лишь с большим трудом поддаются гомогенизации, их присутствие сказывается и после обработки, затрудняя, например, полировку.

Многие другие сплавы также обнаруживают значительную ликвацию. Однако благодаря отжигу, необходимому для дальнейшей обработки, а особенно благодаря горячей деформации, сильно облегчающей диффузию, ликвация устраняется настолько, что она не оказывает больше отрицательного влияния. Это относится главным образом к внутрикристаллической ликвации, но не к ликвации в слитках, как это известно на примере стали[7]. Состав отдельных кристаллов, следовательно, очень значительно выравнивается при этом, так как атомы перемещаются на сравнительно короткие расстояния. Значительно более длинные пути, которые должны проходить атомы, чтобы устранить различия в химическом составе в разных слоях слитка, тре-

[1] N. F. Budgen, J. Inst. Met., v. 42, London 1929, p. 213.
[2] K. J. Anderson a. F. M. Eldridge, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 69, 1923, p. 990—1002.
[3] P. Oberhoffer, Das technische Eisen, 2 Aufl., Berlin 1925, S. 344; P. A. Heller, Giesserei, Bd. 19, 1932, S. 413—419.
[4] A. Schimmel, Metallographie der techn. Kupferlegierungen, Berlin 1930., S. 31, 61.
[5] P. Oberhoffer, Met. u. Erz,. Bd. 15, 1918, S. 47, 56; A. Schimmel, ibidem, S. 39.
[6] A. Schimmel, ibidem, S. 85.
[7] Oberhoffer, ibidem, S. 411.

буют более продолжительного времени. Опытами по изучению диффузии в сложных телах [1], а в последнее время и опытами над различными сплавами, подверженными ясно выраженной ликвации в слитках [2], доказывается, что такое выравнивание может иметь место в отливке.

Наконец, имеются еще сплавы, для которых в целях устранения ликвации применяется особый отжиг. Это относится главным образом к бронзам. Чтобы сделать возможной их дальнейшую обработку, хрупкая сетка из $\alpha + \delta$-кристалликов, возникшая вокруг первичных кристаллов α, вследствие ликвации или эвтектоидного распада (ср. фиг. 56) должна быть устранена посредством отжига соответственно фиг. 57. Вследствие малой способности к диффузии между медью и оловосодержащим расплавом α-δ-эвтектоид возникает уже при содержании олова в 5%. Протяжение этой сетки, естественно, тем больше, чем ближе состав бронзы к границе однородности в состоянии равновесия, т. е. к содержанию олова приблизительно 14%. Соответственно этому бронза с 7,5% Sn для гомогенизации нуждается по Шиммелю [3] лишь в кратковременном отжиге при 650°, тогда как сплав с 9% Sn требует, наоборот, многодневного отжига при 750°. При более высоких содержаниях олова полная гомогенизация, очевидно, недостижима, вследствие чего холодная деформация таких сплавов считается невозможной. Однако в горячем состоянии эти оловянные бронзы поддаются обработке, правда, в ограниченной степени вплоть до содержания олова в 20% [4].

На величину внутрикристаллической ликвации и ликвации в слитках оказывают большое влияние условия литья (см. раздел 19). Быстро затвердевающая кокильная отливка ликвирует сильней, чем отливка в землю. Влияние температуры литья на величину ликвации непосредственно не доказано. Однако рядом исследований единодушно установлено, что механические свойства литой бронзы и красного литья получаются оптимальными, если температура литья не выбирается слишком близкой к температуре плавления [5], в противоположность данным для других сплавов. Последнее объясняется тем, что с падением температуры литья растет количество хрупкой составляющей, доказательством чего может служить и увеличение твердости [6]. Сама по себе отливка при более низкой температуре литья получается более плотной и потому лучшей с литейной точки зрения. Но наличие усиленной внутрикристаллической ликвации и, возможно, в еще большей степени наличие усиленной общей ликвации опять-таки снижает механические свойства отливки.

---

[1] H. Braune. Z. f. physik. Chem., Bd. 110, 1924, S. 147—165.

[2] G. Masing u. H. Overlach, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 9, 11, 1930, S. 341; C. Haase. Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. 258—262.

[3] A. Schimmel. ibidem. S. 18—90.

[4] O. Bauer u. O. Vollenbruck, Z. f. Metallk., Bd. 17, 1925, S. 60—61; W. L. Kent. J. Inst. Met., v. 35, London 1926, p. 45—53; A. Schimmel, ibidem, S. 19.

[5] C. P. Karr a. H. S. Rawdon, Tech. Pap. Bur. Stand., 1916, No. 59; H. C. H. Carpenter a. C. F. Elam. J. Inst. Met., v. 19, London 1918, p. 155—220; Rolfe, Met. Ind., v. 18, London 1921, p. 165; F. W. Rowe. Met. Ind., v. 23, London 1923, p. 483; J. Inst. Met., v. 32, London 1924, p. 73—89; S. G. Homfray a. F. Adam, Met. Ind., v. 23, London 1923, p. 555; E. J. Daniels. J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 125—142; H. C. Dews. J. Inst. Met., v. 44, London 1930, p. 225—277; The Metallurgy of Bronze. London 1930, p. 109.

[6] H. C. Dews, The Metallurgy of Bronze. p. 24.

Однако ликвация и здесь может быть частично устранена путем отжига при 600—800°. Влияние отжига сказывается при этом (табл. 8) во всех случаях в повышении удлинения за счет твердости [1]. Прочность также может повышаться при этом, если удлинение вначале было мало. Однако изменение прочности не может быть установлено предварительно, так как оно в общем определяется как твердостью, так и удлинением.

Таблица 8

Влияние отжига на механические свойства литой бронзы (15% Sn) (по Роу)

Температура литья °С	Обработка	Предел текучести кг/мм²	Сопротивление разрыву кг/мм²	Удлинение на расчетной длине 2″ %	Твердость по Бринелю (10/1000/30) кг/мм²
1025	В литом виде	10,4	10,4	0	118
	650°, 2 часа*	12,6	13,5	1	101
1060	В литом виде	19,5	19,5	0,5	114
	650°, 2 часа**	18,5	20,0	1	90
1090	В литом виде	22,5	23,1	1	111
	650°, 2 часа*	20,1	29,4	7	92
1140	В литом виде	18,8	24,2	3	99
	650°, 2 часа**	16,2	24,4	6,5	87
1175	В литом виде	19,8	22,6	1,5	88
	650°, 2 часа*	19,5	28,2	8,5	83
1240	В литом виде	19,6	19,6	1,0	82
	650°, 2 часа**	14,4	23,4	7,5	78

* Закаленный.
** Медленно охлажденный.

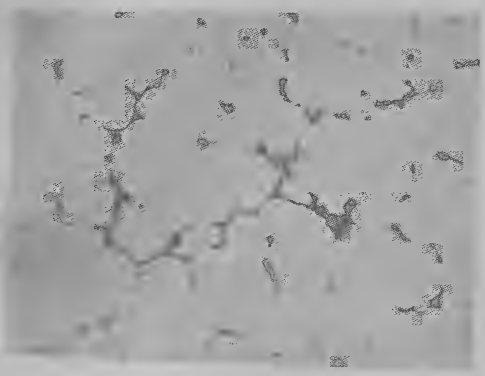
Гомогенизацией могут быть значительно повышены не только механические свойства, но и устойчивость против коррозии. Фиг. 143—148, иллюстрирующие опыты, произведенные нами над широко применяющимися в последнее время алюминиевыми сплавами с высоким содержанием магния (магналий с 6—10% Mg, гидроналиум, BSS, дураналиум), показывают, насколько поведение сплава при испытании на коррозию в соляном растворе зависит от того, содержит ли еще структура кристаллы Mg_2Al_3, возникшие при литье благодаря внутрикристаллической ликвации (см. фиг. 143—145), или эти кристаллы уничтожены предварительным отжигом при температуре выше 400° (см. фиг. 144 и 146).

Мазингом и Оверлахом установлена своеобразная неплотность, выражающаяся во вспучивании образцов [2] как следствие гомогенизации, которая распространяется и на внутрикристаллическую ликвацию и общую ликвацию. Судя по фиг. 144, и в алюминиевомагниевых спла-

[1] H. S. Primrose a. J. S. G. Primrose, J. Inst. Met., v. 9, London 1931 p. 158—186; C. P. Karr a. H. S. Rawdon, Tech. Pap. Bur. Stand., 1916. No. 59 Comstock, Foundry, London 1919, p. 189; J. S. G. Primrose, Met. Ind., v. 18. London 1921, p. 281—286, 306—309; F. W. Rowe, J. Inst. Met., v. 32, London 1924. p. 73—80; ср. A. Schimmel, Metallographie der technischen Kupferlegierungen. S. 95.

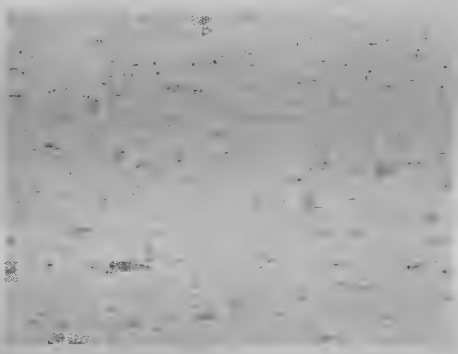
[2] G. Masing u. Overlach, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 9. 11, 1930. S. 331—338; C. Haase, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. 331—338.

вах, в местах, где первоначально находились кристаллы Mg_2Al_3, образуются тонкие межкристаллические трещины. Подобные трещины наблюдались в структуре литой латуни, медноцинковых сплавов и



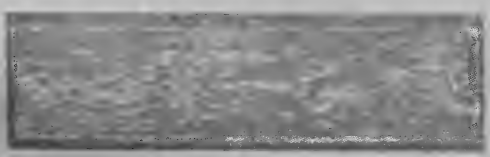
Фиг. 143. Непосредственно после литья.

Фиг. 144. Гомогенизировано при 450°, 2 часа.

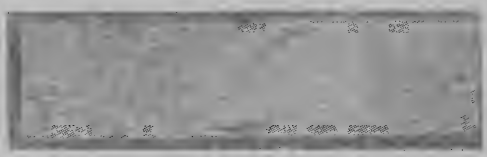


Фиг. 145. Прокатано при 350°.

Фиг. 146. Гомогенизировано и прокатано при 350°.



Фиг. 147. Негомогенный лист.



Фиг. 148. Гомогенный лист.

Фиг. 143—148. Влияние гомогенизации на структуру и устойчивость против коррозии магниевоалюминиевого сплава с 8% Mg.

бронзы[1]. При медленном охлаждении констатировано увеличение [illegible] эти трещины могли бы

[1] L. Guillet, [illegible] v. 12, 1925, p. 253—272; A. Scott, [illegible] Johnston a. T. Rynalski, Trans. [illegible] Div., 1930, p. 384—406.

рассматриваться как следствие гомогенизации. Очевидно, причину возникновения их нужно искать в том, что один род атомов скорее диффундирует в кристаллическую решетку, построенную из атомов другого рода, чем наоборот. Такие движения атомов, как показали опыты Грубе и Иеделе, проведенные ими над медноникелевым сплавом[1], несомненно возможны. Никель переходит в медь быстрее, чем медь в никель, очевидно, вследствие более низкой точки плавления меди и ее меньшего атомного объема. В алюминиевомагниевых сплавах с 10% Mg этот процесс имеет своим следствием во всяком случае разрыхление структуры, которое проявляется в небольшом уменьшении плотности (около 0,4%).

60. Высококачественное чугунное литье

Наилучшим примером нестабильного состояния в отливке, совершенно или частично устраняемого отжигом, является чугунное литье[2]. Обычный чугун с 2—4% C затвердевает сначала в виде «белого» чугуна с закаленной коркой (Hartguss). Его ледебуритная структура состоит из крупных кристаллов цементита Fe_3C, залегающих в эвтектоиде, состоящем из цементита и феррита, т. е. в перлите. При охлаждении ледебурит распадается более или менее энергично, смотря по химическому составу, образуя феррит и элементарный углерод в виде графитовых пластинок.

В то время как белый чугун очень тверд и поддается лишь шлифовке или (в последнее время) обработке инструментами из карбида вольфрама, обычный серый чугун обладает твердостью 150—220 единиц. Обычно при этом в нем еще остаются островки перлита. Только последующим отжигом может быть разрушен и относительно твердый перлит. Твердость тогда снижается еще более, приблизительно до 120—140 единиц. Такой материал легко обрабатывается, но вследствие наличия крупных графитовых пластинок обладает малой прочностью.

Поэтому в литейном деле стремятся довести распадение белого чугуна лишь до того предела, при котором в отливке остается по возможности больше вязкого перлита, а графитный углерод получается тонко распределенным. Тогда, как уже раньше наблюдалось в образцах, случайно имевших такую структуру, получают «высококачественное литье» («Edelguss») с высокими механическими свойствами, например сопротивлением разрыву до 40 *кг/мм*^{2} и значительным удлинением. Для достижения таких результатов имеются различные возможности. В случае ковкого чугуна (Temperguss) с 2,8—3.5% C свободный цементит, распадаясь при отжиге при 850—890°, образует круглые частицы углерода отжига (Temperkohle), в то время как перлит большей частью остается нетронутым. При перлитовом литье и особом химическом его составе (малое содержание кремния), высокой температурой и предварительным нагревом формы достигают того, что структура почти нацело, за исключением немногих пластинок графита, состоит из перлита.

---

[1] G. Grube u. A. Jedele, Z. f. Elektrochem., Bd. 38, 1932, S, 799—807.

[2] P. Oberhoffer, Das technische Eisen, 2 Aufl., Berlin 1925; Werkstoffhandbuch St. u. Eisen, Berlin 1929.

61. Изменение формы кристаллов (Einformen)

С выравниванием ликвации и изменениями состояния часто связаны сильные изменения микроструктуры. При гомогенизации, как показывает фиг. 57, могут образоваться новые зерна, т. е. наступить рекристаллизация. Последнюю можно легко отличить у большинства металлов и сплавов, кристаллизующихся в кубической решетке с центрированными гранями по прямолинейно проходящим двойниковым полосам (Zwillingsbändern). При изменении состояния часто происходит кардинальное изменение величины и формы зерен, как это известно на примере стального литья. Даже напряжения в отливке, возникающие вследствие быстрого затвердевания, могут вызывать распад зерна, т. е. также рекристаллизацию.

Макроструктура литья в большинстве случаев обнаруживает чрезвычайную устойчивость против тепловых влияний. Новейшие физические исследования показали, что даже при повторных изменениях состояния часто не наступает никакого распада макрокристаллов, а наоборот, они сохраняются[1]. Только при помощи основательной механической обработки можно целиком изменить макроструктуру.

Микроструктура при отжиге тоже очень мало изменяется в тех случаях, когда материал с самого начала находится в известной степени в состоянии равновесия и когда изменения структуры, достигаемые изменениями состояния, малы. Если какие-либо изменения и происходят, то они выражаются только в увеличении кристаллов или округлении их формы.

В технически чистых металлах, кристаллизующихся в форме дендритов, изменение характера кристаллов выражается в переходе их из дендритной в полиэдрическую форму (ср. фиг. 26 и 27)[2]. В макроструктуре эти изменения, как уже упоминалось, едва заметны.

В гетерогенных сплавах после отжига часто наблюдается, что мелкие, залегающие в основной массе кристаллы увеличиваются и округляются. Так, в электролитической меди мелкие кристаллы закиси меди в эвтектике сильно коагулируют вследствие отжига при температуре выше 750° (фиг. 149 и 150)[3]. Эвтектическое строение вследствие этого совершенно утрачивается.

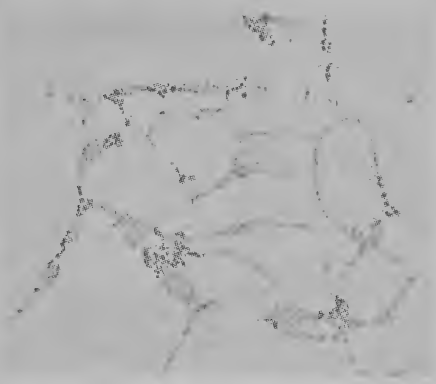
Такая коагуляция происходит и в алюминиево-кремнистых сплавах (фиг. 151—152) при отжиге выше 500°, особенно если кристаллы кремния с самого начала выпали очень мелкими вследствие облагораживания натрием или в результате шприцлитья. В таком силумине с изменением формы кристаллов связано также значительное повышение удлинения (пластичности), особенно если сплав весьма беден железом[4]. Предел текучести, сопротивление разрыву и твердость, на-

[1] U. Dehlinger, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 223—225; G. Sachs, Z. f. Metallk., Bd. 24. 1932, S. 241—248; J. Weerts, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. 265—270.

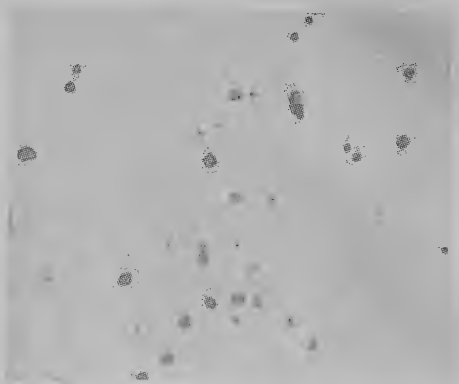
[2] R. Vogel, Naturwissensch., Bd. 12, 1924, S. 473—480; E. Seidl u. E. Schiebold, Z. f. Metallk., Bd. 17. 1925, S. 221—226. 283—288, 320—328, 365—368; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., Sonderheft 2. 1926. S. 127—173.

[3] W. Bauer, Int. Z. Metallgr., Bd. 4. 1913, S. 155—166; P. Siebe, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 154. 1926, S. 126—128; E. Seidl u. E. Schiebold, Z. f. Mettalk., Bd. 18, 1926, S. 241—246. 315—321. 345—346; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., Sonderheft 3, 1927, S. 42—67; C. Blazey, J. Inst. Met., v. 42. London 1929. p. 375—380.

[4] R. S. Archer, Z. W. Kempf a. D. B. Hobbs, Trans. Amer. Inst., min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1928, p. 198—227.

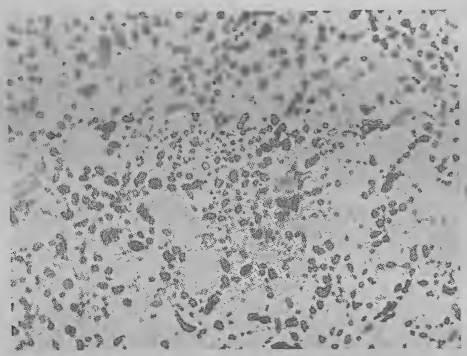


Фиг. 149. Распределение закиси меди в вайербарсе. Без травления. × 150.

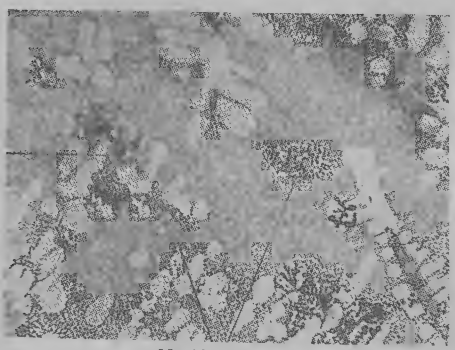


Фиг. 150. Изменение формы выделений (Einformen) закиси меди в вайербарсе путем отжига при 900°, 24 часа. Без травления. × 150

Фиг. 151. Структура шприцлитья из силумина (92% Al, 8% Si). Без травления × 300

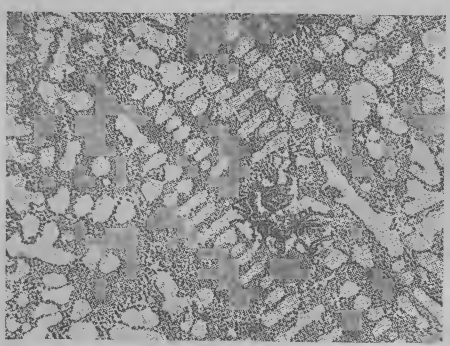


Фиг. 152. Изменение формы кристаллов кремния при отжиге шприцлитья из силумина при 510°, 3 часа. Без травления. × 300



Mg_2Si

Фиг. 153. Структура β-силумина (87% Al, 12% Si, 0,3% Mg, 0,5% Mn).



Фиг. 154. Структура улучшенного γ-силумина (β-силумин, закаленный с 520° после 3-часового нагрева и отпущенный при 150°, 24 часа).

Благодаря отжигу кристаллы кремния стали грубее, кристаллы Mg_2Si растворились, в то время как фаза, содержащая Mn, Fe, осталась без изменения. Не травлено. × 70

оборот, при отжиге уменьшаются. Не все фазы, однако, изменяют свой характер при отжиге. Так, на фиг. 153 и 154 видно, что своеобразная форма марганец- и железосодержащих кристаллов в силумине (китайские письмена) не может изменяться отжигом. Каковы условия, при которых наступает изменение кристаллов, до сих пор не совсем ясно. Большей частью поддаются изменению фазы, обладающие известной способностью к растворению в основной массе. То же, повидимому, относится и к закиси меди [1].

Понижение твердости и других свойств, определяющих сопротивление деформации, при отжиге силумина не имеет ничего общего с изменением формы кристаллов. Эти величины изменяются уже при низких температурах (см. раздел 243), не имеющих никакого влияния на зерна кремния. Здесь речь идет скорее об устранении закаливающего действия литейной формы, которое тем больше, чем скорее затвердевает отливка. Степень этого явления может быть весьма различной, а причины его еще не совсем ясны, но, вероятно, они не всегда одни и те же.

62. Закалка слитков

Для слитков термообработка применяется лишь в исключительных случаях. Смысл термообработки заключается, как известно, в создании неустойчивого состояния, характеризующегося лучшими механическими свойствами. Такое состояние может иметь значение лишь при холодной деформации, так как при горячей деформации сохранение неустойчивого состояния невозможно. Большинство же материалов в виде слитков подвергается в дальнейшем обычно горячей деформации. Только для немногих сплавов более предпочтительной является холодная деформация. Горячая же деформация медленно отвоевывает себе многие области, где раньше она не применялась по экономическим или техническим соображениям.

До сих пор известен как будто только один случай, когда термически обработанная отливка подвергается дальнейшей холодной обработке. Это сплавы золота с медью и золота с медью и серебром на основе фазы AuCu с 25 вес. % Cu и 75% Au [2]. Твердый раствор, устойчивый при высокой температуре, приблизительно при 400° переходит в соединение, причем возникают промежуточные состояния, характеризующиеся большой твердостью и хрупкостью. Последние можно избежать при обработке, закаливая отлитые болванки в нагретом докрасна состоянии, т. е. при температуре около 500°, в воде или алкоголе. Благодаря этому мягкие кристаллы твердого раствора целиком сохраняются. По Штернер-Райнеру такая обработка применяется для сплавов с содержанием меди приблизительно 10—30%. В сплавах с более высоким содержанием золота при замене половины меди серебром явление закалки перестает иметь место.

63. Закалка фасонного литья

При фасонном литье сохранение мягкого, устойчивого лишь при высокой температуре состояния путем закалки может также иметь

[1] R. Vogel u. W. [illegible]. Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929. S. 333—337, 368—371.
[2] L. Sterner-Rainer. Z. f. Metallk., Bd. 17, 1925. S. 162—165; G. Grube u. L. Nowack, Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt No. 5.

практическое значение. Примером являются алюминиевые бронзы, высоко ценимые за их химическую устойчивость. Пока содержание алюминия не превышает 10%, эти сплавы после литья поддаются полной гомогенизации (α-кристаллы) путем отжига при 600° [1]. Если же алюминия больше 10%, то при медленном охлаждении β-фаза, существующая при высокой температуре, распадается на α- и δ-кристаллы. δ-кристаллы очень хрупки и делают отливку совершенно непригодной к использованию. Если же, наоборот, закаливать сплавы из области β-фазы, то эта последняя сохраняется более или менее полно. Более точные исследования показали, что при этом получаются особенно мягкие сплавы, если содержание алюминия равно 12,5% [2]. Это — эвтектоидный состав, при котором β-фаза устойчива даже при особенно низких температурах. Очевидно, поэтому, что и при закалке она сохраняется полностью. На практике достаточно вынимать более тяжелые отливки этого состава из земляной формы в горячем состоянии, чтобы избежать неприятных последствий выделения δ-кристаллов (самоотпуска).

64. Улучшение фасонного литья

Постоянно повышающиеся требования, предъявляемые к механическим свойствам конструкционных материалов, привели прежде всего к тому, что методы термической обработки, которые с большим успехом применялись для катаного дуралюмина и других высококачественных конструкционных материалов, стали применять и для фасонного литья. Способность к термической обработке и улучшению механических свойств — вопрос очень сложный. Здесь мы укажем лишь на то, что сплавы, испытывающие в твердом состоянии известные изменения — превращения, эвтектоидные расщепления или выделения из твердого раствора — большей частью поддаются улучшению. К сожалению, неизвестны правила, по которым по диаграмме состояния можно было бы определять степень улучшения. Таким образом, если не считать вышеупомянутого указания, то изыскание способных к улучшению сплавов и необходимой для этого термической обработки возможно пока лишь на основании многократных опытов.

Обработка литейных сплавов сопряжена еще и с другими затруднениями, так как к ним предъявляются другие требования, чем к сплавам прокатываемым. Но и для этих последних существует предел, после которого улучшение одних свойств влечет за собой сильное ухудшение других. Так, до сих пор невозможно применение особенно прочных алюминиевых прокатываемых сплавов с сопротивлением разрыву до 60 *кг/мм*^{2} из-за чрезмерной чувствительности их к напряжениям, наблюдаемой и у других алюминиевых сплавов, но в меньшей степени [3]. С другой стороны, и в литейных сплавах легко достигается предел, после которого сплавы в результате улучшения (насколько это наблюдается) всегда из-за потери пластичности становятся слишком хрупкими и чувствительными к деформациям. Ряд многообещавших сплавов, судя по качествам их, достигавшимся на образцах, на практике не оправдал возлагавшихся на них надежд.

---

[1] A. Schimmel, ibidem, S. 21.

[2] J. N. Greenwood, J. Inst. Met., v. 19, London 1918, p. 55—122; R. C. Reaeder, J. Inst. Met., v. 29, London 1923, p. 297—325.

[3] P. Brenner, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. 145—151.

Лишь немногие сплавы в отливках крупного размера переносят без существенного вреда для изделий полную термообработку, состоящую из закалки в холодной воде или какой-нибудь менее резко действующей среде (кипящая вода, масло). Из всех видов алюминиевого литья, для которого принята подобная обработка, нечувствительным к ней оказался до сих пор лишь один сплав — содержащий магний силумин (γ-силумин)[1]. Другие сплавы алюминия, так называемый сплав линит 195 (Lynite 195) с 4% Cu, сплавы Y и RR 53 (Роллс-Ройс) склонны к трещинам, являющимся, возможно, усадочными трещинами самого литья, а также к поводке после закалки, отпуска и обработки[2]. Для простых же отливок, например поршней, оказались пригодными кроме названных также многие другие улучшаемые сплавы. В последнее время указывают на применение магниевых литейных сплавов (электронов) для картеров авиамоторов[3], подвергаемых полной термообработке. Однако, насколько показало применение этих сплавов, в этом случае возможно лишь относительно небольшое увеличение механических свойств[4].

Медные сплавы, применяемые при фасонном литье, например бронзы с высоким содержанием олова[5] и никельсодержащие оловянные бронзы[6], также поддаются значительному улучшению путем закалки и отпуска. Тем не менее обработанные таким образом отливки не нашли, повидимому, до сих пор практического применения.

Кроме того для литейных сплавов вследствие их неустойчивого в различных отношениях состояния нельзя установить влияния отжига на процесс улучшения механических свойств. Внутрикристаллическая ликвация, приводящая уже в бинарных системах к появлению различных фаз, препятствует иногда отжигу при достаточно высоких температурах. Так например, оказалось, что чистый γ-силумин особенно хорошо улучшается при 530° и выше, так как тройная эвтектика алюминий-кремний-магний плавится только при температуре около 570°. Небольшое загрязнение медью, наоборот, делает этот сплав в высшей степени чувствительным к перегреву, так как эвтектика алюминий-кремний-медь плавится уже при 525°.

Отжиг, особенно быстро затвердевшего литья, имеет своим следствием также разупрочнение сплава (ср. раздел 243). Так, при шприцлитье из силумина механические свойства сплава, достигаемые при полной термообработке, едва превышают свойства литого материала и значительно ниже свойств образцов, подвергнутых только отпуску.

Наиболее распространенной термообработкой литья является поэтому простой отпуск при низких температурах. Для алюминиевых сплавов, литых в землю, этим, однако, нельзя достигнуть тех свойств, которые получаются в результате полной термообработки[7]. Примене-

---

[1] G. Sachs. Z. VDI., Bd. 77. 1933. S. 115—120.

[2] G. Mortimer, Vortr. Inst. Brit. Foundryman, Febr. 1928; F. N. Bugden, The Haet-treatment and Annealing of Aluminium, London 1932, p. 245; W. C. Devereux, Foundry Trade J., v. 45. 1931. p. 331—335, 349—352.

[3] H. G. Harvey, Met. and Alloys, v. 1, 1929/30, p. 365—367; O. Keinert, Werkst.-Techn., Bd. 27, 1933. S. 100—103; P. Brenner, Vortr. DVL-Hauptversammlung, 1932.

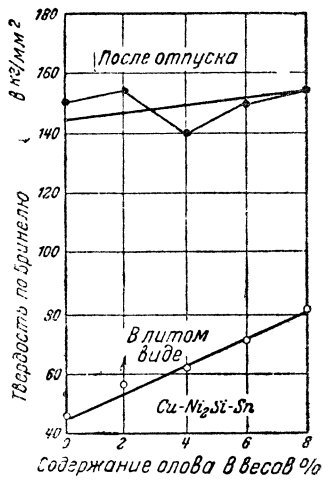
[4] T. Matsuda, J. Inst. Met., v. 39, London 1928, p. 67—110.

[5] T. Matsuda, ibidem.

[6] W. B. Price, C. G. Grant a. A. I. Philipps, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1928. p. 514—517.

[7] W. C. Devereux, ibidem; G. Sachs, ibidem.

ние форм из материала с лучшей теплопроводностью, чем обычная формовочная земля, повышает достигаемую степень улучшения. Поэтому различие между полной термообработкой и одним только отпуском при литье в кокиль невелико[1]. В этом случае, особенно при соответствующем охлаждении, после затвердевания (ср. раздел 110), специальный отжиг часто излишен. Медные сплавы с фазой Ni_2Si в качестве упрочняющей составляющей могут значительно улучшаться при простом отпуске[2] (фиг. 155).

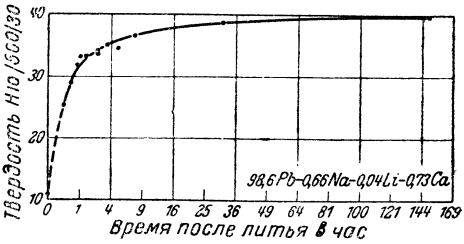


Фиг. 155. Влияние отпуска (400—500°, 1 час) на литые никелекремниевые бронзы с 2% Ni и 0,5% Si.

Ряд сплавов не нуждается даже и в специальном отпуске, но стареет уже при комнатных температурах при вылеживании в течение нескольких дней. Это относится ко всем алюминиевым литейным сплавам, содержащим наряду с медью, как главным упрочняющим компонентом, еще и магний[3]. Сплаву Y (4% Cu, 2% Ni, 1,5% Mg) дают, подобно дуралюмину, вылеживаться после полной термообработки, т. е. после закалки с 520°, в течение 5 дней[4]. Такое самоупрочнение имеет место еще (фиг. 156) у сплавов свинца с щелочными металлами, используемых благодаря этому как подшипниковые металлы с особыми свойствами.

Содержащие сурьму свинцовые сплавы также упрочняются при вылеживании[5].

Нужно отметить еще, что и другие сплавы способны к самоупрочнению уже в процессе производства, если отливка подвергается нагреву. Так, в картере авиамотора из «немецкого сплава» (2% Cu, 10% Zn) твердость по Бринелю составляла почти 90[6], в то время как твердость сплава непосредственно после литья равнялась лишь 60 единицам (ср. раздел 160).



Фиг. 156. Самоупрочнение литого свинцового подшипникового сплава (Bahnmetall).

Наконец, нужно еще раз подчеркнуть, что самоупрочнение может иметь место уже в литом состоянии. Необходимыми условиями для этого являются, с одной стороны, достаточно быстрое охлаждение с высоких температур, способное подавить фазовое превращение, на котором

---

[1] G. Sachs, ibidem.

[2] G. Sachs a. E. Scheuer, J. Inst. Met., v. 48, London 1932, p. 286—289.

[3] M. V. Schwarz, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 390—395; W. Saran, Z. f. Metallk., Bd. 23, 1931, S. 32—33.

[4] W. Rosenhain, S. L. Archbutt a. S. A. E. Wells, J. Inst. Met., v. 29, London 1923, p. 196—216; F. N. Budgen, ibidem, p. 208.

[5] R. S. Dean, L. Zickrick a. F. C. Nix, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 505—540; H. Waterheuse a. R. Willows, J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 139—168.

[6] K. Matthals, Ib. DVL, 1931, S. 439—484.

основывается улучшение свойств, и, с другой, достаточно медленное охлаждение при низких температурах, способное вызвать старение. Однако до сих пор попытки установить соответствующие условия охлаждения в этом направлении не увенчались успехом, особенно при литье в землю. Лучше обстоит дело с литьем в кокиль (ср. раздел 110). Самоулучшающееся литье в кокиль находит особенно широкое применение в виде поршней из алюминиевых сплавов.

Б. ПРОИЗВОДСТВО СЛИТКОВ

65. Изложницы

Изготовление слитков, так же как и фасонных литых изделий, может вестись различным образом. Главнейшие факторы, которыми отличаются применяемые способы литья, определяются:

1) материалом литейной формы: литье в землю или литье в кокиль (изложницу), и

2) способом наполнения формы: обычное литье, центробежное литье и шприцлитье.

Из всех возможных комбинаций большое практическое значение в производстве слитков получило лишь обычное литье в изложницу и в ограниченном размере еще литье в землю и центробежное; при изготовлении же фасонных отливок применяется литье в землю, в кокиль, шприцлитье и центробежное.

Слитки, предназначаемые для дальнейшей обработки, отливаются преимущественно в металлические изложницы. В качестве материала формы применяется предпочтительно обыкновенный серый чугун. Так как при литье у внутренней стенки изложницы возникают очень высокие температуры, она претерпевает повторные сильные термические напряжения, которые постепенно уменьшают ее стойкость. Поверхность изложницы обгорает, вследствие чего появляются трещины. И то и другое вредно для качества слитка. Окисленная поверхность реагирует с карбидом чугуна, особенно в тех местах, где она приваривается к слитку [1]. Газообразные продукты реакции образуют на поверхности слитка пузыри. Растрескивание и другие повреждения поверхности формы препятствуют усадке слитка и могут вызывать в нем трещины (ср. раздел 70).

Для предохранения изложниц, особенно при литье тугоплавких сплавов, их покрывают особой смазкой. Эта последняя высыхает на горячей форме, превращаясь в тонкий, плохо проводящий тепло слой, который может оказывать сильное влияние на условия охлаждения слитка (ср. раздел 1). Смазка для изложниц обычно представляет собой кашеобразную массу из масла с высокой температурой вспышки и связующих веществ, например древесного угля, глины, костной золы, соли и т. д.

Медные изложницы применяются главным образом при медном литье. Вследствие хорошей теплопроводности они не так сильно на-

[1] G. L. Bailey, J. Inst. Met., v. 49, London 1932, p. 203—235.

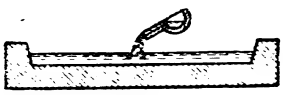
греваются, как чугунные изложницы. Поэтому они оказывают благоприятное действие на качества слитка и в последнее время рекомендуются также для литья латуни[1]. Медь является кроме того излюбленным материалом для изложниц с водяным охлаждением.

В более ограниченном масштабе применяются также керамические изложницы (Steinkokile), формы из шамота, изложницы, выложенные шамотом, а также земляные формы[2], употребляемые особенно при литье очень тугоплавких сплавов. Часто такие формовочные материалы, в которых отливка охлаждается медленнее, чем в металле, применяются с целью получения более высококачественного технического материала.

Так бронзовые плиты, повидимому, особенно хорошо получаются при отливке в землю[3].

66. Литье в горизонтальные и вертикальные изложницы

Слитки, наибольшая плоскость которых при литье оказывается в горизонтальном положении и, следовательно, имеющие большую поверхность соприкосновения с воздухом, называются отлитыми в горизонтальном положении (горизонтальное литье). Те же слитки, наибольшая плоскость которых находится в вертикальном положении и которые поэтому имеют меньшую поверхность соприкосновения с воздухом, принято называть отлитыми в вертикальном положении (вертикальное литье). Как удлиненные круглые слитки (болты), так и большие плиты могут отливаться и в вертикальном и в горизонтальном положении.



Фиг. 157. Горизонтальное литье.

При горизонтальном литье изложница состоит обычно из одного целого куска (фиг. 157). Иногда поддон такой изложницы делается отдельным от ее стенок. Для более удобного вынимания слитка стенки изложницы несколько скашиваются. Изложница обычно лежит совершенно горизонтально, литье производится всегда сверху. В горизонтальном положении особенно часто отливаются некоторые чистые металлы, например медь и цинк. Верхняя и нижняя поверхности при этом всегда отличаются по своим свойствам, что и вызывает соответствующие претензии, весьма частые в практике.

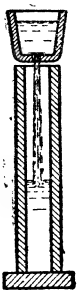
Вертикальное литье, применяемое для более ответственных материалов, производится различным образом. При наиболее простом устройстве литье металла производится также сверху (фиг. 158). Однако падение струи металла с большой высоты вызывает различные неприятные последствия. Вместе с расплавом в форму попадает воздух, а стенки изложницы часто привариваются и повреждаются. Недостатки, связанные с падением струи металла с высоты, пытаются устранить различным образом. Часто изложница в самом начале литья приводится в наклонное положение (фиг. 159) и затем постепенно, по мере ее наполнения, снова принимает вертикальное положение. Рекомендуется также применение изложницы, одна сторона которой открыта в начале литья (фиг. 160). Металл наливается с этой откры-

---

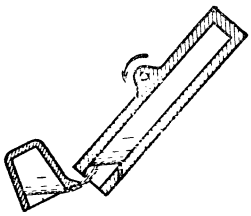
[1] G. L. Bailey, ibidem.
[2] W. Rohn, Z. f. Metallk., Bd. 19. 1927, S. 473—478.
[3] H. Borbeck, Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt F 5.

той стороны, а недостающая стенка постепенно выполняется жалюзи соответственно с уровнем металла. Есть еще способ литья алюминиевых слитков, который состоит в том, что литник отделяется от собственно изложницы, соединяясь с ней проходящей вдоль сквозной щелью (фиг. 161). Эта часть слитка потом удаляется.

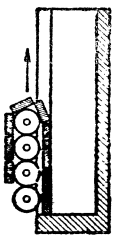
Так, осуществляется постепенный переход от метода литья сверху к методу, при котором металл подводится в изложницу непосредственно снизу при помощи особого литника (фиг. 162). Последний способ литья мало применяется при изготовлении металлических слитков. Это объясняется, повидимому, тем, что при таком литье металл оказывается наиболее горячим внизу, потому слиток в этом месте получается неплотным.



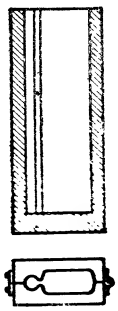
Фиг. 158. Обычная изложница.



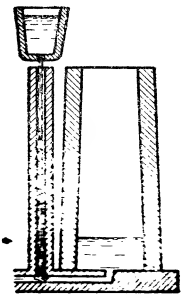
Фиг. 159. Поворачивающаяся изложница.



Фиг. 160. Изложница с жалюзи по Цюблину.



Фиг. 161. Изложница с боковым литником.



Фиг. 162. Изложница для сифонной отливки.

Фиг. 158—162. Изложницы для вертикального литья.

Изложница для вертикального литья может быть либо отлита из одного куска, либо состоять из полого тела и плиты, образующей поддон. Она может быть, наконец, разделена по длине и скрепляется при этом болтами или при помощи шарниров. В первом случае (при условии цельной полой формы) стенки формы должны быть несколько скошены для облегчения удаления из нее слитка.

Толщина стенок изложницы, если она переходит известную границу, сравнительно мало влияет на длительность затвердевания [1] и структуру слитка [2]. При литье стали сечение стенок изложницы должно быть по крайней мере равно сечению слитка [3]. Это требование вызвано следующим. Равномерно быстрое затвердевание, очень желательное с литейной точки зрения, происходит лишь до тех пор, пока изложница еще значительно холодна по сравнению со слитком. Если толщина стенки чрезмерно мала, то изложница нагревается слишком быстро и затем лишь медленно отдает тепло окружающему воздуху. Изложницы, применяющиеся на германских и американских сталелитейных заводах, если они предназначаются для слитков, имеют тот же вес, что и слитки; если же они предназначаются для плит (Brammen), то вес их несколько превышает вес последних [4].

---

[1] W. Roth, Diss. Aachen, 1930.
[2] F. Leitner, Stahl u. Eisen, Bd. 46, 1926, S. 629—631.
[3] F. Leitner, ibidem.
[4] A. Ristow, Stahl u. Eisen, Bd. 53, 1933, S. 617—627.

67. Литье в изложницы для специальных целей

В Америке при изготовлении плакированного листового материала из алюминиевых сплавов слитки льют в изложницы, к стенкам которых прилегает листовой алюминий соответствующей толщины. При тщательном проведении литья достигается равномерное приваривание алюминия к слитку. Проще и надежнее, однако, обычный метод для изготовления плакированных листов. На определенной стадии процесса прокатки слиток обертывается листами плакирующего материала и прокатывается далее при соответствующей температуре. Материалы, о которых идет речь, а именно никель и железо, алюминий и алюминиевые сплавы и т. д., полностью свариваются при этом друг с другом.

Известным переходом от производства слитков к фасонному литью является отливка полых слитков для изготовления труб. При этом в вертикально расположенную круглую изложницу вводится сверху соответствующий хорошо центрированный металлический стержень. Затем форма заливается обычным образом.

68. Изложницы с водяным охлаждением

Постепенное разъедание стенок изложницы падающей на них струей металла приводит при литье тугоплавких сплавов к быстрому разрушению формы. Так, по Рону, при литье, например, в вакууме железная изложница едва выдерживает больше 30 отливок [1].

Быстрый отвод тепла, необходимый для сохранения изложницы, достигается в последнее время применением изложниц с водяным охлаждением [2] (фиг. 163). Материалом для изготовления таких изложниц является предпочтительно медь, а также, повидимому, железо. Теплопроводность железа по Рону, однако, так мала, что при одностороннем водяном охлаждении даже при толщине стенки в 3 *мм*, а в особенности при еще большей толщине, оно может быть доведено при интенсивном нагреве с другой стороны до плавления. Наоборот, медь выдерживает сильнейший нагрев даже при толщине стенки выше 15 *мм*. Существенным для сохранения кокиля является при этом равномерное интенсивное охлаждение. Застой воды, возникающий в изображенной на фиг. 164 конструкции под направляющими ребрами, ведет к разрушению формы вследствие местных перегревов. Поэтому необходимо постоянное обтекание водой всей внутренней поверхности кокиля, что достигается в конструкции, изображенной на фиг. 165. Далее, нужно создать хорошее перемешивание воды либо постановкой пропеллеров на пути прохождения воды, либо устройством большого числа подводов. Таким образом даже при самых тугоплавких сплавах можно достигнуть того, чтобы один и тот же кокиль выдерживал более 1000 отливок.

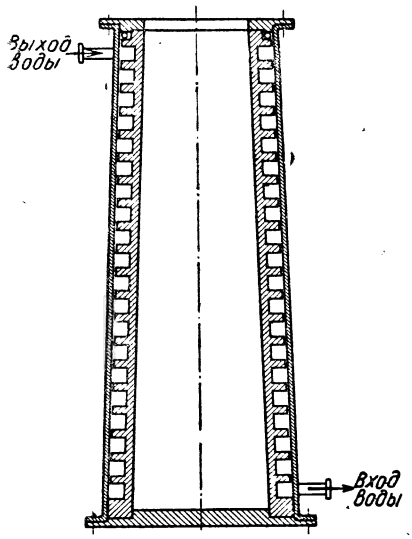
---

[1] W. Rohn, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 473—478; J. Inst. Met., v. 42, London 1929, p. 203—219.

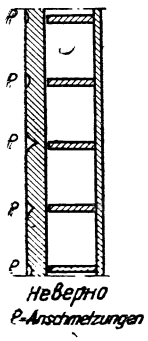
[2] O. Junker, Z. f. Metallk., Bd. 18, 1926, S. 312—314; Metallwirtschaft, Bd. 9, 1930, S. 406—407; W. Rohn, ibidem; W. Oertel, Stahl u. Eisen, Bd. 49, 1929, S. 696—700; W. Roth, Diss. Aachen, 1933; W. Hessenbruch u. W. Bottenberg, Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Bd. 13, Düsseldorf 1931, S. 205—213.

При правильной конструкции и тщательном уходе за изложницей поверхность ее изнашивается, следовательно, мало и практически не разрушается. Слиток получает поэтому прекрасную гладкую поверхность, которая при дальнейшей обработке не обнаруживает никаких пороков.

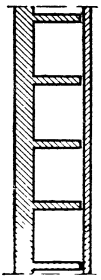
Интересно, что затвердевание в изложнице с водяным охлаждением происходит лишь незначительно быстрее,



Фиг. 163. Медная изложница с водяным охлаждением (по Рону).



Фиг. 164. *P* — места разъедания.



Фиг. 165.

Фиг. 164—165. Устройство охлаждения в изложнице (по Рону).

чем в толстостенной железной[1] (ср. раздел 1). Это связано, вероятно, с образованием зазора между слитком и изложницей после затвердевания. Так как изложница с водяным охлаждением все время остается холодной, то охлаждающийся и испытывающий усадку слиток должен быстро отделяться от формы.

Работа с изложницами с водяным охлаждением не совсем безопасна, как это показал ряд несчастных случаев, происшедших за последние годы. Неумелое обращение с ними может привести к взрывам[2].

69. Устранение усадочных раковин

Как уже указывалось в разделе 5, обыкновенная усадочная раковина в отлитом вертикально слитке представляет собой обычно воронкообразное углубление в верхней его части. Последнее, в особенности при тонких круглых слитках или плитах, может достигать больших размеров, проникая в слиток в виде нитевидной усадочной раковины (Fadenlunker) (ср. фиг. 21). Часть слитка, содержащая усадочную раковину, обычно непригодна для обработки, так как раковина либо вообще не заваривается, либо и без того уже оказывается сильно загрязненной вследствие ошлаковывания окисленной поверхности. Верхняя часть слитка поэтому, как правило, удаляется. Насколько необходимо удаление ее, сказать трудно; с наличием тонкой нитевид-

[1] W. Roth, Diss. Aachen, 1930.
[2] J. Inst. Met., London 1933.

ной) усадочной раковины часто можно примириться без особого вреда для слитка.

Обычно главное внимание уделяется возможному уменьшению отходов слитка из-за наличия наружной усадочной раковины. Это достигается на практике тремя различными путями:

1) регулированием температурного состояния таким образом, чтобы верхняя часть слитка оставалась дольше в жидком состоянии, чем вся остальная его часть;

2) ведением процесса литья таким образом, чтобы затвердевание непосредственно следовало за уровнем жидкости;

3) приведением материала в состояние, при котором образование наружной усадочной раковины компенсировалось бы внутренними неплотностями в отливке вследствие содержания в ней газов.

Из всех этих мероприятий первые два находят себе общее применение, в то время как последнее применяется лишь в особых случаях.

Верхняя часть слитка может поддерживаться в горячем и жидком состоянии либо тепловой изоляцией, например из шамота, либо притоком тепла сверху или с боковых сторон. При литье стали и других тугоплавких сплавов на кокиль надевается раскаленная докрасна надставка из огнеупорной массы. Иногда рекомендуется также поддерживать верхнюю часть слитка в жидком состоянии при помощи вольтовой дуги или горелки. Однако в обоих этих случаях в слитке сохраняются еще значительные следы усадочной раковины [1].

Чаще всего, однако, пытаются воспрепятствовать образованию усадочной раковины путем доливки горячего металла. Литейщик заготовляет предварительно примерно такое количество расплава, какое соответствует усадке при затвердевании (ср. раздел 4), и медленно производит доливку по окончании собственно литья. Для хорошего выполнения этой операции нужен известный навык. Главное затруднение состоит в том, что слиток быстро окисляется с поверхности, вследствие чего связь между доливаемым металлом и металлом, образовавшим раковину, часто оказывается несовершенной. Иногда случается, что при прокатке долитая часть металла выдавливается из слитка, не будучи связана с ним. Доливка поэтому должна производиться весьма тщательно и по возможности таким образом, чтобы струя не обрывалась. В противном случае в слиток легко попадает шлак. При литье сплавов из алюминия и магния образующаяся вокруг струи окисная пленка защищает эти металлы от более сильного окисления.

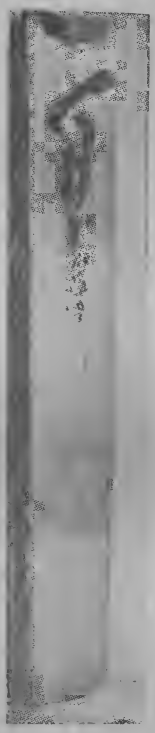
Часто пытались также, осуществляя сильный отвод тепла через донную часть изложницы, создать условия, при которых бы затвердевание слитка происходило слоеобразно, начиная с дна, что препятствовало бы образованию усадочных раковин. Это может производиться различным образом. Наиболее просто, но в то же время и наиболее несовершенно это осуществляется способом, принятым для литья из стали, при котором тепло отводится от дна массивным поддоном. То же достигается далее путем особого охлаждения дна или изоляции боковых стенок или, наконец, при помощи особых нагревательных и охлаждающих приспособлений, которые обеспечивают поддержание требуемого температурного режима. Так можно, напри-

[1] W. Rohn, J. Inst. Met., v. 42, London 1929, p. 203—219.

мер, постепенно продвигать сквозь печи специально сконструированный тигель с расплавом или, наоборот, перемещать источник нагрева относительно тигля [1].

Можно также выливать расплав в форму с сильно охлаждаемым поддоном [2]. Первый метод особенно надежен и дает, как показывают фиг. 166 и 167, плотную и свободную от усадочных раковин отливку. Однако он мало применяется на практике, будучи чересчур сложным.

Другой все чаще применяемый способ состоит в следующем. Расплав настолько медленно заполняет форму, что, затвердевая в ней, остается в жидком состоянии во все время литья лишь в виде тонкого слоя. Данный метод литья особенно употребителен при изложницах с водяным охлаждением, поворачивающихся изложницах и изложницах с боковым литником (ср. раздел 65). Этим можно в значительной мере воспрепятствовать появлению усадочной раковины в верхней части слитка. Доливка, которая может оказаться необходимой, и здесь отнимает во всяком случае только небольшую часть времени, расходуемого на доливку при обычном, более быстром, литье. Литье должно производиться при этом примерно с той же скоростью, с какой происходит затвердевание. Если скорость литья значительно больше, то эффект обычно не достигается, так как после наполнения формы часть ее содержимого находится еще в жидком состоянии, что может снова привести к образованию усадочной раковины [3]. При больших слитках литье при этом способе должно производиться очень медленно, тонкой струей. Однако из-за опасности окисления это едва ли осуществимо практически. Таким образом данный метод применяется преимущественно для слитков небольшого размера; только при литье в вакууме применение его безгранично [4].



Фиг. 166. Усадочная раковина в слитке, застывшем в тигле.

Фиг. 167. Слиток без усадочных раковин, изготовленный путем медленного охлаждения со стороны дна (по Рону).

Появление усадочной раковины при медном литье обычно компенсируют связанным с процессом рафинирования образованием газовых пузырей, которые заменяют усадочную раковину. Процесс этот доводят обычно до предела, при котором затвердевшая отливка обнаруживает плоскую поверхность (ср. раздел 72). При изготовлении бесшовных стальных труб путем прокатки на маннесмановском стане

---

[1] W. Roth, ibidem.

[2] Kessner, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 583—584.

[3] O. Bauer u. P. Zunker, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., Sonderheft 20, 1930, S. 3—26.

[4] W. Rohn, ibidem.

предпочитают пользоваться неплотным слитком, так как пустоты завариваются при обработке и не вызывают нежелательных последствий [1].

При литье в горизонтальную изложницу не принимают никаких особых мер против образования усадочных раковин. При большом по сравнению с глубиной протяжении открытой поверхности изложницы в этом случае не происходит образования усадочной раковины, а лишь постепенное понижение уровня металла. Медь, однако, и в данном случае отливается всегда, будучи газонасыщенной. Если пористость устраняется раскислением, то возникают глубокие, узкие усадочные раковины вследствие всасывания с поверхности застывающей в последнюю очередь эвтектики медь-закись меди.

Делались, наконец, еще попытки помешать образованию раковин созданием сильного давления во время затвердевания [1]. Эти обычно дорогостоящие способы все же, повидимому, недостаточны для того, чтобы восстановить сплошность материала, нарушенную образованием раковин [2]. На практике они поэтому нашли небольшое применение.

70. Трещины в слитках

Весьма нежелательное явление — это возникновение тонких продольных и поперечных трещин на поверхности слитка. Это явление хотя и общеизвестно при литье стали [3], но причины его возникновения до сих пор, повидимому, точно не выяснены. Можно во всяком случае сказать, что трещины в слитках — явление не обычное, а исключительное, которое может быть устранено изменением условий литья, сечения изложницы и т. д.

Фиг. 168. Усадочные трещины на нижнем ребре медного вайербарса (по Вундеру). × 0,8

В последнее время Вундер нашел, однако, что растрескивание вайербарсов при первых проходах, так же как и позднейшее растрескивание проволоки, объясняется наличием волосных трещин в литье (ср. фиг. 168) [4]. Эти трещины

[1] P. Oberhoffer, Das technische Eisen, 2 Aufl., Berlin 1925, S. 318.

[2] G. Fiek u. [illegible], [illegible], S. 75—78.

[3] F. Giolitti, [illegible], p. 149—153; P. Packer, Stahl u. Eisen, Bd. [illegible], S. [illegible]—[illegible], [illegible]—[illegible], 573—577; Bd. 49, 1929, S. 627—643; F. Leitner, Stahl u. Eisen, Bd. [illegible], S. [illegible]—533, 629—631.

[4] W. Wunder, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 275—277; K. Bernhoeft u. W. Wunder, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 27—29.

настолько тонки, что они в большинстве случаев ускользают от наблюдения. При тщательном исследовании поверхности можно все же установить наличие многочисленных трещин у нижних кромок, особенно в сортах меди, сильно склонных к растрескиванию. Лишь небольшая часть этих трещин причиняет вред. Большинство их сваривается несмотря на их окисленную поверхность, причем включения закиси меди остаются. Склонность к растрескиванию у электролитической меди сильно зависит от степени ее чистоты и условий литья. Однако точных данных по этому вопросу мы имеем пока так мало, что несмотря на многочисленные исследования в этой области трудности, связанные с этим явлением, все еще не преодолены (ср. раздел 72). Во всяком случае оно происходит потому, что структура вследствие выделения газов является пористой и рыхлой.

Происхождение этих трещин, являющихся, очевидно, горячими трещинами (Warmrisse), связано (как это разъясняется в разделе 98 и следующих разделах по поводу фасонного литья) с кашеобразным состоянием сплава в интервале затвердевания, когда отливка не может беспрепятственно сжиматься. Это происходит особенно часто, если поверхность изложницы пориста, неровна вследствие приваривания к слитку или имеет трещины в результате длительного употребления. Во избежание появления трещин на слитках необходимо сохранять поверхность изложницы возможно гладкой. Образованию трещин способствует также ликвация и наличие в структуре крупных столбчатых кристаллов, обусловливающих вследствие локализации примесей места слабины в отливке.

71. Структура и свойства литья

Структура слитка определяется в первую очередь условиями литья. Кристаллы получаются тем более мелкими, чем быстрее затвердевает слиток. Однако равномерная мелкозернистая структура, обычно наиболее желательная, достигается лишь при чрезвычайно низких температурах литья. Это установлено как для цинка [1] и меди [2], так и для алюминия [3]. Если температура литья, как это иллюстрируется фиг. 169 и 170, хоть немного повышена или скорость затвердевания замедлена каким-либо другим фактором, то выпадающие кристаллы получаются столбчатыми. Образование столбчатых кристаллов наблюдается особенно при литье в кокиль и преимущественно при таких материалах, которые обнаруживают узкий интервал затвердевания [4].

В гетерогенных сплавах те же условия определяют как макроструктуру, так и характер первичных кристаллов. Напротив, характер микроструктуры и в особенности величина кристаллов в эвтектиче-

---

[1] Frhr. v. Göler u. G. Sachs, Z. VDI, Bd. 71, 1927, S. 1353—1357; O. Bauer u. P. Zunker, Mitt. dtsch. Mat-Prüf.-Anst., Sonderheft 10, 1930, S. 3—26.

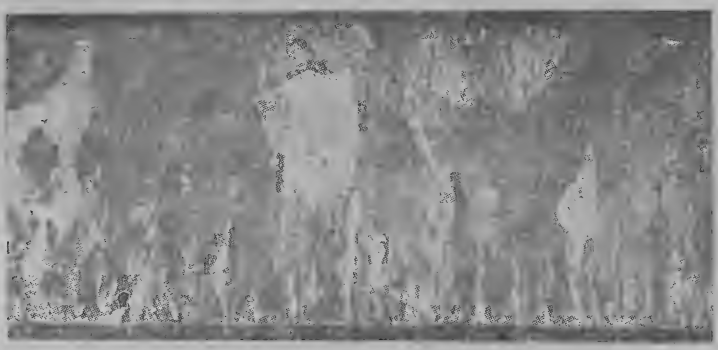
[2] P. Siebe u. L. Katterbach, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 177—186; L. H. De Wald, Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ., No. 429, 1931; No. 485, 1932.

[3] E. Scheil, Z. f. Metallk., Bd. 4, 1929, S. 121—124.

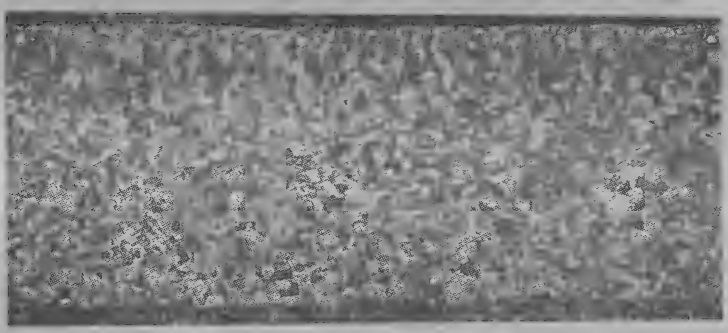
[4] R. Genders, J. Inst. Met., v. 35, London 1926, p. 259—293.

ских смесях сравнительно мало зависит от скорости затвердевания, причем учесть эту зависимость довольно трудно [1].

Повышение температуры расплава при сохранении той же температуры литья действует часто, подобно повышению температуры литья, и выражается, следовательно, в увеличении зерна и усиленном образовании столбчатых кристаллов [2]. Причиной этого является разрушение при высоких температурах остатков кристаллов, которые со-



Фиг. 169. Отлито нормально.



Фиг. 170. Отлито очень холодно.

Фиг. 169 и 170. Влияние температуры литья на макроструктуру литых цинковых плит (рафинированный цинк). Травление концентрированной HCl. ×3

храняются при более низких температурах и действуют при затвердевании как зародыши.

Непосредственно влияние характера структуры на свойства литья установить очень трудно. Факторы, изменяющие структуру, действуют обычно также и на плотность литья, которая (как указывалось в разделе 33) может оказывать иногда исключительное влияние на механические свойства. Сюда присоединяется еще ликвация в слитках, в результате которой свойства могут сильно колебаться в разных местах слитка, что в тому же трудно поддается учету. О совместном

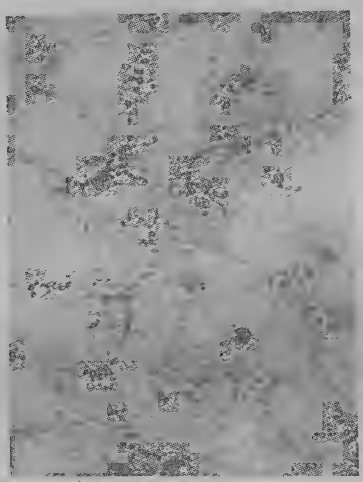
[1] O. W. Ellis, J. Inst. Met., v. 34, London 1925, p. 301—322; M. L. V. Gayler, J. Inst. Met., v. 38, London 1927, p. 157—174, v. 44, 1930, p. 97—114; F. D. Weaver, J. Inst. Met., v. 51, London 1933.

[2] E. Scheil, Z. f. Metallk., Bd. 4, 1929, S. 121—124; G. Tammann u. K. Röth, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 189, 1930, S. 388—390.

влиянии этих факторов почти не имеется опытных данных. Что касается влияния структуры на механические свойства отливки, то здесь мы принуждены ограничиваться пока почти лишь одними предположениями.

Влияние величины кристаллов и характера их на свойства литья часто сильно переоценивается. Там, где оно ясно, например в случае чистых металлов и твердых растворов, совершенно очевидно, что влияние этих факторов очень мало [1].

Правда, об этом мы не имеем как будто достаточно ясных данных. Однако на основании обширных физических опытов с метал-ли-



Фиг. 171. Отлитый обычным способом.

Фиг. 172. Очень холодно отлитый.

Фиг. 171 и 172. Распределение примесей в микроструктуре рафинированного цинка (98% Zn, 1,5% Pb, 0,03% Fe). Травление 1%-ной HCl в алкоголе. ×50

ческими монокристаллами кажется весьма вероятным, что грубозернистое литье этого типа отличается от тонкозернистого главным образом несколько меньшей твердостью. Во всяком случае характер структуры сильнее сказывается на механических свойствах металлов, пространственная решетка которых отлична от кубической, позволяющей материалу благодаря наличию многих плоскостей скольжения принимать любую желаемую форму при обработке. Это относится, например, к цинку [2], висмуту, магнию и т. д. При обработке этих металлов опасность растрескивания грубозернистого материала увеличивается по той же самой причине.

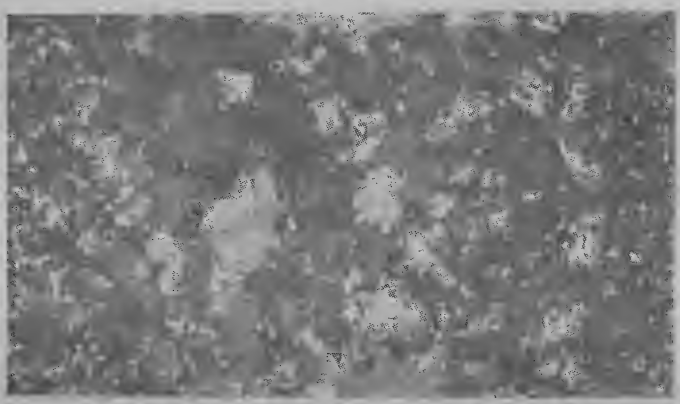
Важнее, но и более трудно установить побочное влияние грубого зерна и в особенности столбчатых кристаллов на форму и расположение пор и включений. Как газообразные, так и твердые примеси, присутствующие в известном количестве даже в самых чистых технических металлах, перемещаются (фиг. 171 и 172) при затверд-

[1] E. Seidl u. E. Schiebold, Z. f. Metallk., Bd. 17, 1925, S. 221—22[illegible] 320—328, 365—368; Bd. 18, 1926, S. 241—246, 315—321, 343—346; Mitt. [illegible] Prüf.-Anst., Sonderheft 2, 1926, S. 127—173, Sonderheft 3, 1927, S. 42—[illegible]

[2] O. Bauer u. P. Zunker, Mitt. dtsch. Mat-Prüf.-Anst., S[illegible] S. 3—26.

преимущественно к границам зерен. Это связано в известной мере с образованием сетки по границам зерен в затвердевшем металле, которая часто представляет места слабины вследствие неплотного состояния материала или выпадения некоторых включений в пластинчатой или чешуйчатой форме.

Подобное действие примесей сказывается, впрочем, и на обработанном материале, хотя и реже. Так очень чистый свинец склонен как раз к образованию очень крупных кристаллов (фиг. 173) и трещин по границам зерен в условиях одновременного воздействия на него



Фиг. 173. Трещины по границам зерен в обкладке из чистого электролитического свинца после длительного воздействия горячего раствора сульфата. Травление $10^0/_0$-ной HNO_3. ×0,8

механических и химических факторов, а также в условиях повышенных температур. Это явление может быть лишь следствием локализации небольших количеств загрязнений по границам зерен.

72. Литье меди

Прекрасным примером того, как сложно переплетаются все факторы, влияющие на процесс литья, может служить изготовление медных слитков, в особенности так называемых вайербарсов (по-немецки — Drahtbarren, по-английски — Wirebars, т. е. слитков для передела на проволоку).

Преобладающее количество промышленной меди подвергается при плавке рафинированию. Даже электролитическую медь нельзя переплавлять без предварительной обработки, так как, с одной стороны, она содержит некоторое количество серы от сульфата электролитической ванны, с другой же, легко поглощает кислород. При рафинировании сплавы [illegible] серу путем окисления. Остающийся при этом в металле [illegible] выделяется при «дразнении», причем [illegible] интенсивно поглощает газы, главным образом водород (см. раздел 20).

В электролитической меди, применяемой процесс рафинирования, признается наиболее благоприятным то состояние ее, когда содержащиеся в ней газы [illegible] компенсируют усадку при затвердевании.

В этом случае медь можно лить весьма экономичным образом в узкие горизонтальные изложницы, установленные на разливочных машинах. Вайербарсы получают тогда гладкую поверхность и не дают отходов при обработке. Благодаря своей форме с заостренными концами они легко вводятся в валки при прокатке.

Медь, выходящая из рафинировочной печи, таким образом, во-первых, неплотна. Она содержит кроме того значительное количество кислорода, обычно около 0,03%, и при отливке дополнительного поглощает кислород, несмотря на защитный покров из древесного угля. Содержание кислорода до 0,06% допускается для отливок самого различного назначения. Часто, однако, и техническая медь оказывается обогащенной кислородом у первоначально чистой поверхности, что может иногда принимать весьма значительные размеры.

Главным источником трудностей при горячей обработке меди является, повидимому, ее пористость. Менее чистые сорта меди, кото-

Фиг. 174. Медный вайербарс, растрескавшийся при прокатке в первом проходе. ×0,5

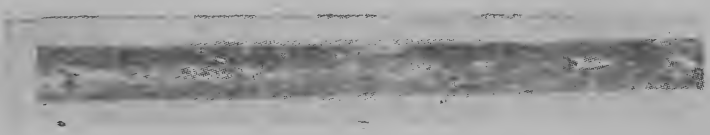
рые вследствие этого поглощают меньше газа, обычно прокатываются без всяких осложнений. Прокатка же электролитических вайербарсов, напротив, была сопряжена ранее с большими трудностями, особенно при некоторых сортах меди, так как очень большой процент вайербарсов (до 80%) лопался при первых же проходах (фиг. 174)[1]. Трещины могли, конечно, возникнуть при этом уже во время затвердевания, однако появление их все же сильно зависит от сорта меди. Если в первых проходах металл прошел без повреждений, то это значит, что поры сварились и что влияние их тем самым устранено полностью. В настоящее время затруднения при прокатке устраняются путем литья металла с большой скоростью, при низких температурах и в холодные изложницы[2]. Главное стремление направлено здесь к тому, чтобы получить возможно мелкозернистую структуру, что вообще считается весьма благоприятным для обработки. Однако даже в том случае, если нельзя избежать образования более грубой, столбчатой

[1] W. Wunder, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927. S. 275—277; K. Bernhoeft u. W. Wunder, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 27—29; J. Czochralski, Z. f. Metallk., Bd. 18, 1926, S. 1—6, 43—50; P. Siebe u. L. Katterbach, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 177—186; P. Siebe, Metallwirtschaft, Bd. 8, 1929, S. 391—395; O. Bauer u. G. Sachs, Met. u. Erz, Bd. 25, 1927, S. 154—163; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst. Sonderheft 3, 1927, S. 28—41; E. Schmid, Metallwirtschaft, Bd. 8, 1929, S. 171—174; Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., Sonderheft 10, 1930, S. 26—29; W. E. Remmers, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met Div., 1930, p. 134—136.

[2] P. Siebe u. L. Katterbach, ibidem; W. A. Scheuch[illegible], Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 280—[illegible]; L. H. De Wald, Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Techn. Publ., No. 429, [illegible]

структуры, что случается часто, действие быстрого затвердевания сказывается попрежнему благоприятно. Это основывается, вероятно, на более равномерном и тонком распределении загрязнений и газовых пузырей.

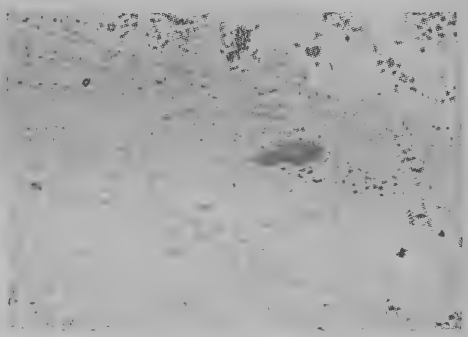
Все перечисленные затруднения заставляют часто лить вайербарсы также в вертикальные формы. Такой способ является, однако, дорогостоящим вследствие трудностей при вынимании «болтов» (вайербарсов) из изложницы. С другой стороны, он представляет ту выгоду, что обогащенная кислородом зона сконцентрирована в голове слитка



Фиг. 175. Медная проволока, растрескавшаяся вдоль одной зоны при волочении. ×4

и что благодаря этому удается получить сравнительно более плотное литье [1]. Для раскисленного материала, обнаруживающего поэтому сильную усадку, вообще применяется только вертикальное литье.

Фиг. 176. Сердцевина.



Фиг. 177. Растрескавшаяся зона.

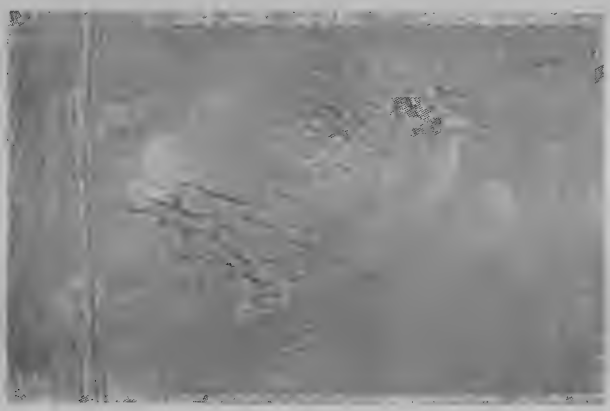
Фиг. 176 и 177. Распределение кислорода в медной проволоке, растрескавшейся при волочении. Содержание кислорода в сердцевине 0,03%, обогащение в растрескавшейся зоне до 0,2%.

Наоборот, для очень насыщенной газами электролитической меди этот способ литья не представляет пока еще достаточных преимуществ, чтобы [illegible] способ литья вайербарсов в горизонтальные изложницы.

Содержание кислорода в меди сказывается при горячей деформации меди, при дальнейшей обработке и применении. Для второй [illegible] допускается даже довольно высокое содержание кислорода, так как медь при высокой температуре пластична, и [illegible] обработку. В большинстве же случаев медь [illegible] содержащее 0,1% (что соот-

[1] O. Bauer u. [illegible] L. H. De Wald, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. [illegible], S. 338—348; M. Tama, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 207—209.

ветствует приблизительно количеству закиси меди[1] в 1,5% — от площади шлифа), сказывается очень неблагоприятно. Проволока рвется тогда при протяжке (фиг. 175), листы же не поддаются сгибанию или сварке без трещин (фиг. 178). В этих и в ряде других случаев можно было установить наличие местных обогащений кислородом до 0,2%, как это показывают микрофотографии (фиг. 176—180) и непосредственное определение кислорода. В таком состоянии литье непригодно, следовательно, для многих целей. Поэтому поверхность поступающей в обработку меди часто не должна содержать кислорода более 0,06%. При обработке плит, обычно сильнее окисленных, и вайербарсов принято поэтому снимать фрезой с поверхности слой в несколько миллиметров.



Фиг. 178. Трещины на поверхности медной плиты, возникшие при отбортовывании стенок котла. ×0,6

В некоторых случаях даже при гораздо меньшем содержании кислорода сказывается его отрицательное действие. При изготовлении тонкой проволоки медь оказывается тем менее пригодной, чем выше в ней содержание кислорода[2] (фиг. 181). Сравнительно небольшие количества кислорода оказываются часто в высшей степени вредными, так как в случае присутствия восстановительных газов при высокой температуре медь становится ломкой с поверхности[3] (фиг. 182). Эта так

---

[1] Металлографическое определение кислорода в меди производится не на литом, а на обработанном материале, например проволоке. 1% (по площади) включений закиси меди Cu_2O составляет 0,073 вес. % O_2.

[2] W. E. Remmers, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 107—120.

[3] E. Heyn, Z. VDI, Bd. 44, 1900, S. 508; L. Archbutt, Analyst, v. 30, 1905, p. 385; G. D. Bengough a. B. P. Hill, J. Inst. Met. v. 3, London 1910, p. 34—97; W. E. Ruder, Trans. Amer. Electrochem. Soc., v. 29, 1916, p. 515, I. Pilling, J. Franklin Inst., v. 186, 1918, p. 373; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 60, 1919, p. 522—541; H. Moore a. S. Beckinsale, J. Inst Met., v. 25, London 1921, p. 219—258; O. Bauer u. O. Vollenbruck, Mitt. Mat.-Prüf. Amt, Bd. 40, 1922, S. 151—156; C. S. Smith a. C. R. Hayward, J. Inst. Met., v. 36, London 1926, p. 211—232; T. S. Fuller, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 744—754; W. H. Bassett a. J. C. Bradley, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 755—775; S. B. Leiter, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 776—783; C. Schaarwächter, Z. f. Metallk., Bd. 14, 1922, S. 234—236

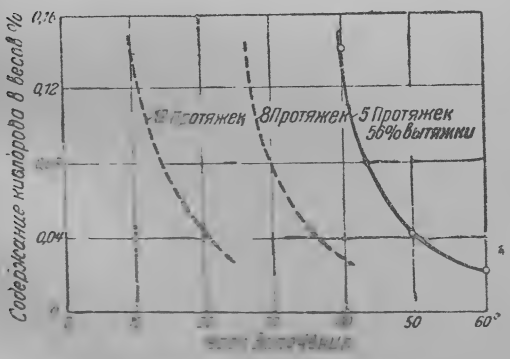
называемая водородная болезнь происходит от того, что водород с его малым атомным объемом быстро диффундирует в медь и, встречаясь

Фиг. 179. Внутри.

Фиг. 180. У поверхности.

Фиг. 179 и 180. Распределение закиси меди в медной плите, растрескавшейся при отбортовывании. Содержание кислорода внутри 0,05%, обогащение у поверхности до 0,09%. Не травлено. ×65

с кислородом, соединяется с ним, образуя водяной пар. Молекулы воды с большим атомным объемом уже не могут диффундировать наружу из меди и приводят к растрескиванию ее. В результате этого



Фиг. 181. [illegible] деформирования [illegible] от содержания [illegible] водо[illegible].

Фиг. 182. Медная проволока, растрескавшаяся при отжиге в печи с восстановительной атмосферой (водородная болезнь).

также сильно [illegible] материала. В раскисленной меди водоро[illegible]. Кроме того не содержащая

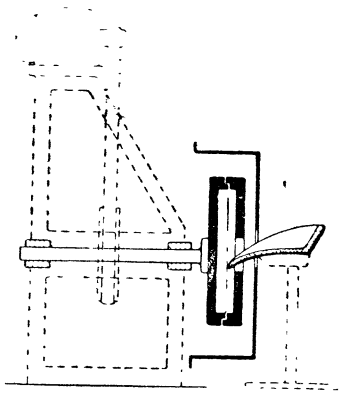
[1] E. E. Schuh[illegible], W. C. E[illegible] Z. E. Eckel, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. [illegible] Div., 1930, p. 151—164.

кислорода медь гораздо пластичнее при низкой температуре, чем обычная кислородсодержащая медь. Число загибов, число скручиваний, а особенно поперечное сужение при растяжении такой меди оказываются значительно выше. По нашим опытам это имеет место как для электролитической меди, изготовленной специальным методом и применяемой непосредственно или же подвергающейся дальнейшей обработке (Elmorkupfer) [1], так и для недавно появившейся на рынке, не содержащей кислорода меди, выплавленной из катодов (D. O или OFHC) [2]. В то время как у обычной электролитической меди поперечное сужение составляет приблизительно 75%, у этого сорта меди оно достигает больше 90%. Даже раскисленная фосфором медь показывает значительно более высокие значения, чем медь, содержащая кислород [3].

Спорным вопросом является влияние на медь очень малых количеств других примесей. Исчерпывающие исследования Гансона и его сотрудников не устанавливают какой-либо особой чувствительности меди к присутствию в ней мышьяка, сурьмы и железа [4] в отношении способности к обработке и механических свойств. Напротив, висмут уже в чрезвычайно малых количествах очень вреден, так как он вызывает горячеломкость и хрупкость при закалке [5]. То же можно сказать и о свинце, который является поэтому весьма нежелательной для меди примесью. Действие висмута может быть значительно смягчено повышенным содержанием кислорода.

73. Центробежное литье

Центробежное литье находит себе применение главным образом для изготовления готовых труб, т. е. для простого фасонного литья, и поэтому будет описываться более подробно в соответствующем разделе (85). Этим же способом, хотя и в ограниченной степени, производятся также отливки, подвергающиеся дальнейшей обработке давлением [6]. Последнее относится прежде всего к производству проволоки из тех сплавов, которые, как например, бронзы с высоким содержанием олова, редко получаются достаточно равномерного состава и до-



Фиг. 183. Центробежное литье плит для прокатки.

[1] J. Billiter, Technische Elektrochemie, 2 Aufl., Halle 1923, S. 103.

[2] C. R. Hayward, Mineral Ind., v. 40, 1932, p. 152—172.

[3] W. R. Webster, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, p. 233—252.

[4] D. Hanson, C. B. Marryat a. G. W. Ford, J. Inst. Met., v. 30, London 1923, p. 197—238; D. Hanson a. G. W. Ford, J. Inst. Met., v. 32, London 1924, p. 335—365; v. 37, 1927, p. 169—181; D. Hanson a. C. B. Marryat, J. Inst. Met., v. 37, London 1927, p. 121—168; D. Hanson, S. I. Archbutt a. G. W. Ford, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 41—72; S. L. Archbutt a. W. E. Prytherch, J. Inst. Met., v. 45, London 1931, p. 265—305.

[5] C. Blazey, J. Inst, Met. v. 37, London 1927, p. 51—67, v. 41, 1929, p. 321—328, v. 46, 1932, p. 353—382.

[6] H. Borbeck, Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt F 5; M. v. Schwarz u. A. Väth, Metallwirtschaft, Bd. 8, 1929, S. 891—899; K. Hanser, Mitt. Gutehoffnungshütte, Bd. 2, 1932/33, S. 90—95.

статочно плотными при обыкновенном способе литья и обработка которых на прокатных проволочных станах и прессах невозможна.

На фиг. 183 схематически показано приспособление, позволяющее отливать центробежным методом тонкие круглые пластины с отверстием в середине. Вращающаяся изложница может быть устроена также с водяным охлаждением [1].

Отлитые центробежным способом пластины прокатываются и разрезаются затем на спиральных ножницах на четырехгранную проволочную заготовку. Эта последняя затем прокатывается и тянется обычным путем.

[1] O. Junker, Metallwirtschaft, Bd. 8, 1929, S. 1018—1019.

B. ФАСОННОЕ ЛИТЬЕ

РАЗЛИЧНЫЕ СПОСОБЫ ЛИТЬЯ

74. Фасонное литье и другие методы придания формы

Фасонные изделия могут производиться в основном четырьмя различными методами:

1) путем литья непосредственно в жидком состоянии;

2) путем придания формы литой или предварительно деформированной заготовке (болванке) деформацией без снятия стружки (ковка, штамповка, прессование, прокатка, волочение и т. п.);

3) путем обработки резанием (со снятием стружки) литой или предварительно деформированной заготовки (токарная обработка, фрезерование, сверление, строгание и т. д.);

4) путем соединения, в особенности посредством сварки, отдельных частей простой формы.

Существует ряд областей техники, для которых имеет значение лишь один из перечисленных способов; в других — несколько способов конкурируют в экономическом и техническом отношении. Техническое усовершенствование различных методов происходит, однако, хронологически в разные сроки. Таким образом получается, что в некоторых областях техники, в которых применялся исключительно один из этих способов, он затем вытесняется другим, получившим признание методом.

Так, еще несколько лет назад, казалось, что метод фасонного литья должен быть вытеснен в значительной степени, особенно в изготовлении высококачественных изделий, сначала методом обработки резанием, затем методом придания формы деформацией без снятия стружки и, наконец, сваркой. Однако дальнейшее развитие обусловило новый, хотя и сравнительно запоздавший подъем техники фасонного литья. Наряду с очень старым и широко применяемым способом литья в землю развилось и кокильное литье, а также и новейшие методы — центробежное литье и шприцлитье, — которые обеспечивают отливке максимальные свойства и лучший внешний вид.

Улучшение качества литья достигается кроме того и притом в чрезвычайно сильной степени при соответствующем подборе сплава и усло-

вий литья. Эта область техники литья еще и по сие время находится в стадии развития, и вопреки общепринятому мнению кажется вполне возможным при применении фасонного литья удовлетворить наистрожайшим требованиям, предъявляемым к какой-либо конструкционной детали. Это утверждение можно считать доказанным хотя бы на примере изготовления отливок из легких сплавов для авиамоторов[1] (фиг. 184 и 185). Пожалуй, не существует более высоких требований, чем те, которые предъявляются этой областью техники. Однако фасонное литье из легких сплавов в настоящее время вполне удовлетворяет всем этим требованиям.

Фиг. 184. Деталь 18-цилиндрового трехрядного авиационного мотора Испано-Суиза из улучшенного силумина γ. Изготовитель Р. Раутенбах, Золинген.

При этом ни для кого не секрет, что до сих пор лишь немногие литейные заводы с легкими сплавами и наилучшими способами их литья получали этого технического материала все то, что он в состоянии дать. Научное исследование в этой области еще только начинается. Нужно иметь еще очень много опыта для того, чтобы познать и преодолеть все трудности, которые возникают уже при изготовлении простых с виду отливок.

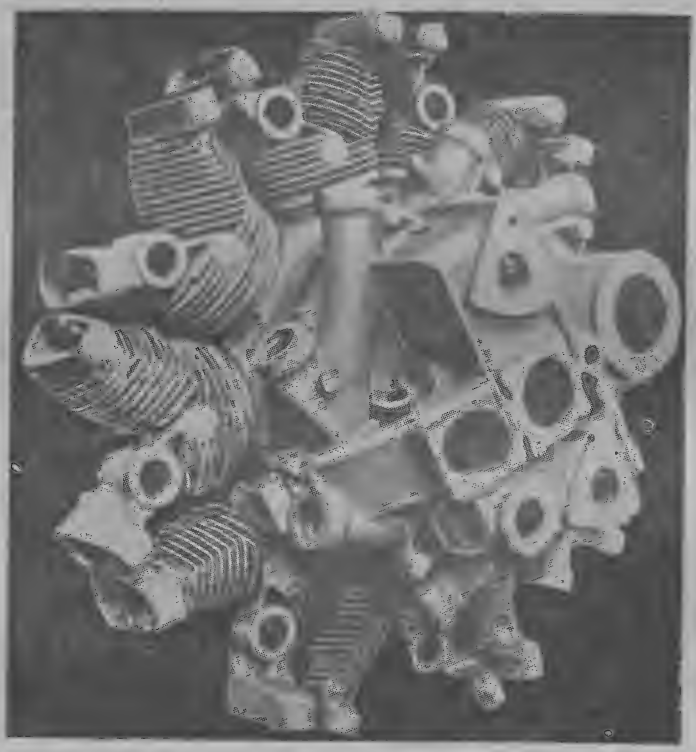
[1] Ср. F. L. Fawsett, Iron Age, v. 124. 1929, p. 1587—1592, 1650—1654; H. F. Budgen, The Heat Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys, London 1932.

75. Различные способы литья

Мы различаем в настоящее время несколько способов фасонного литья, из которых каждый имеет свою область применения.

Крупные и сложные отливки, изготовляемые в небольшом количестве, отливаются в землю. Литье в землю играет наибо́льшую роль в фасонном литье.

Для отливок же, выпускаемых большими партиями, и особенно для низкоплавких металлов и легких сплавов наиболее экономичным оказалось литье в кокиль, обеспечивающее кроме того и лучшее качество материала. Однако вследствие дороговизны металлической



Фиг. 185. Звездообразный мотор Испано-Суиза. Картер кованый, головки цилиндров из сплава Y, импеллер из γ-силумина. Изготовитель литых деталей Р. Раутенбах, Золинген.

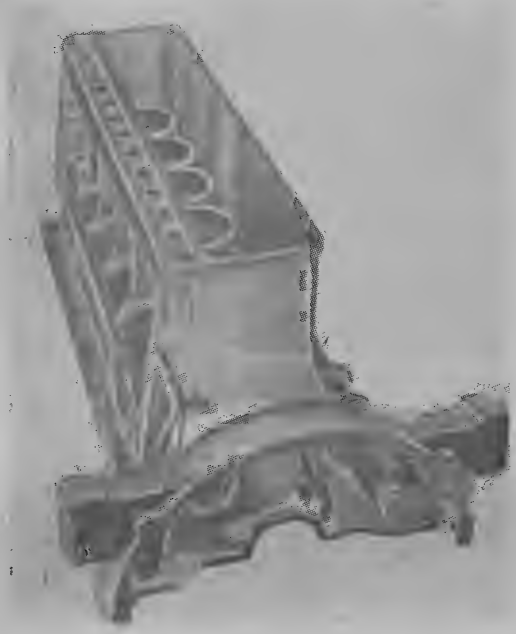
формы размеры отливок в кокиль очень ограничены. Наибольшая до сих пор известная кокильная отливка из легких сплавов весит около 25 *кг* (ср. фиг. 186). Кокиль, служивший для этой цели, амортизирован после изготовления в нем около 10 000 отливок.

Известную замену кокильного литья представляет применение в земляных формах так называемых холодильников и не только гладких плит, а и фасонных, изготовленных по форме отливки.

Центробежное литье применяется главным образом при изготовлении труб. Оно характеризуется тем, что форма быстро вращается при литье.

Способом шприцлитья изготовляются мелкие предметы в очень больших количествах. Жидкий металл под давлением наполняет при этом кокили через узкие каналы.

76. Литье в землю



Фиг. 186. Шестицилиндровый картер автомобильного мотора из силумина, литье в кокиль (23 *кг*). Изготовитель Штейерверке.

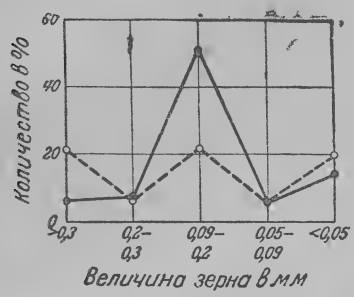
Широкое применение этого способа литья довело его технику до большого совершенства. Формовочные шины, приспособления для приготовления формовочного песка, модельные и стержневые мастерские, ленточные конвейеры — все это обеспечивает наибольшую производительность и экономичность работы. Обширнейшая литература дает нам сведения о каждом отдельном приспособлении, которое имеет какие-либо особенности и выгоды.

Напротив, до сих пор имеется очень мало исследований о материально-технической стороне фасонного литья. Секрет производства высококачественного литья еще во многих случаях тщательно хранится литейными, и только в наше время начинают в более широком масштабе систематически изучать влияние отдельных мероприятий на качество литья.

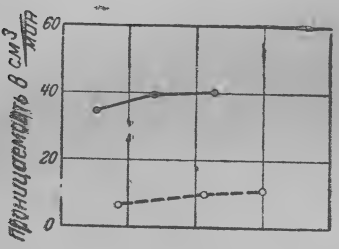
Материалом формы является песок, который состоит из зерен кварца диаметром 0,01—0,5 *мм* и содержит до 20% глины. Песок чаще всего употребляется с определенной степенью влажности. Он должен быть, с одной стороны, достаточно крепким (плотным), чтобы не осыпаться и не сдавать под давлением расплава, с другой, достаточно проницаемым для того, чтобы газы, образующиеся при литье, и заключенный в форме воздух могли выходить наружу. В последнее время свойства формовочного песка испытывают различными приборами, определяя размер зерен и распределение их по величине, содержание влаги и глины, [illegible]ницаемость, прочность на срез, а также прочность на сжатие (последнюю в состоянии определенного уплотнения)[1]. Фиг. 187—[illegible] [illegible]ное различие между хорошим и плохим ф[illegible]. Однако анализ формовочных смесей скорее ставит себе [illegible] в дальнейшем [illegible]нную в производстве хорошую см[illegible] [illegible]арительно дать анализ приго[illegible] [illegible] песка.

[1] P. Aulich, H[illegible] der Eisen- und Stahl-Giesserei von G. Geiger, 2 Aufl., Bd. 4, S. 501—539; Giesserei, Bd. 15, 1928, S. [illegible]—[illegible].

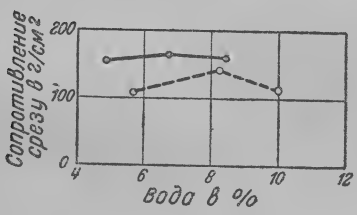
Систематического исследования формовочных материалов не имеется. Известно лишь, что некоторые группы материалов, например алюминиевые сплавы, далеко не так чувствительны к свойствам песка, как другие, например бронзы и красное литье. Выбор формовочного песка или других формовочных материалов (глины или жирного формовочного состава) (жирный песок с содержанием глины свыше 15%), а также правильное определение содержания влаги или степени сухости песка, необходимой для разных целей, — все это пока еще производится чисто эмпирическим путем. В то время как внешняя часть формы обычно делается из тощего песка, для внутренних частей формы и стержней сопротивляемость этого материала, как



Фиг. 187.



Фиг. 188.



Фиг. 189.

Фиг. 187—189. Свойства хорошей (· — ·) и плохой (o - - -o) формовочной земли (по Аулиху).

Фиг. 190. Корпус для пишущей машины из силумина, литье в землю, из двух частей. Изготовитель Рейнметалл, Зоммерда.

правило, недостаточна. Поэтому они изготовляются из более устойчивого формовочного материала, главным образом из песка со связующими примесями: мукой, маслом, патокой и т. п., который высушивается при определенных температурах. Еще большее упрочнение достигается закладыванием в стержни кусков проволоки. Для удаления воздуха из стержней крупного размера служат вкладки из соломы, восковых фитилей и т. д. Фиг. 190 показывает на примере корпуса для пишущей машины, какие тонкие отливки могут в настоящее время изготовляться методом литья в землю.

77. Конструктор и литейщик

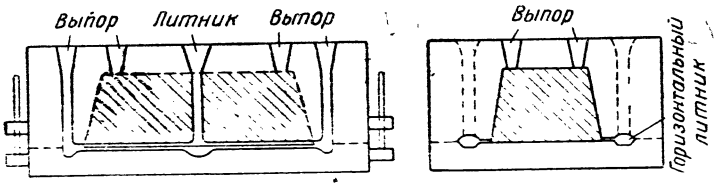
Непривлечение литейщика к обсуждению конструкции той детали, которую он будет отливать, является одной из основных [illegible], часто

имеющих место еще и по настоящее время. В ряде случаев конструкция формы и самой отливки предусматривает так много изменений в направлении потока металла и его поперечного сечения, что качество отливки от этого должно неизбежно страдать. Отсутствие сильных и резких изменений поперечного сечения и такая конструкция отливаемой детали, которая облегчала бы установку стержней, — все это конструктивные моменты, которые необходимы для достижения высокого качества литья. Сильные различия в поперечном сечении ведут к образованию усадочных раковин и трещин, резкие изменения поперечного сечения и направления стенок вызывают на поверхности отливки вследствие неспокойного течения расплава пороки, действующие как надрезы в отлитой детали.

При изготовлении модели из дерева или при большом количестве выпускаемых отливок из металла также нужно иметь в виду технику литья. При этом надо также предусмотреть, что к различным сплавам должен быть различный подход. Вопрос, как следует поступать в каждом отдельном случае, разрешается пока чисто опытным путем.

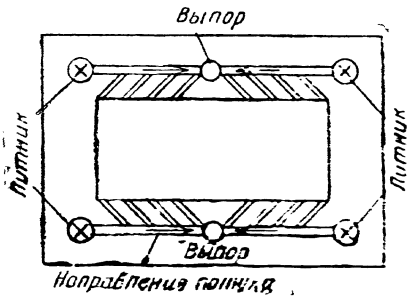
78. Методы подвода металла в форму

Большое значение для каждого вида фасонного литья имеет также метод подвода металла в форму. Основным условием, обеспечивающим



Фиг. 191. Подвод металла к отливке с двумя литниками (по Дорнауфу).

удовлетворительное течение процесса, является, во-первых, спокойное и в то же время быстрое наполнение формы с тем, чтобы отливка была по возможности равномерного состава, и, во-вторых, основательное предохранение отливки от попадания шлаков [1]. Для этого в литниках устраиваются каналы с зубчатой поверхностью, по которым медленно протекает расплав, причем шлаки удерживаются на поверхности металла. С этой же целью следует по возможности изменять направление течения расплава, и каналы, по которым проходит расплав, должны быть устроены так, чтобы в них не возникало сильных завихрений [2].



Фиг. 192. Устройство литников с подводом металла против направления потока в отливке крупного размера (по Дорнауфу).

По этой причине, находящийся непосредственно сверху литник, особенно широко применяемый вследствие малого расхода в нем материала, не благоприятствует качеству литья.

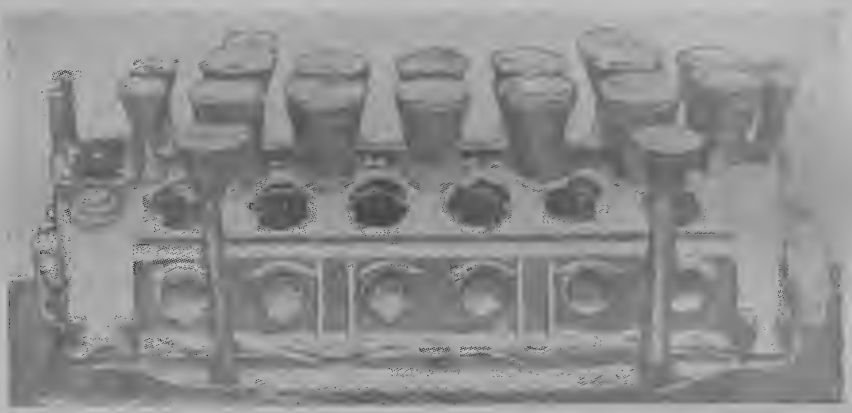
[1] Ср. B. Osann, Giesserei, Bd. 15, 1928, S. 1217—1225; J. Dernauf, Aluminium, Bd. 3, 1931, S. 86—114; Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 941—945.

[2] G. M. Enos, Met. a. Alloys, v. 1. 1929/30, p. 362—364.

Литник поэтому часто устраивается рядом с отливкой таким образом, чтобы она наполнялась со стороны или снизу. Литейные мастерские все больше переходят на способ литья, при котором расплав поступает в форму снизу [1].

Материал, как показано на фиг. 191 на примере картера мотора, отлитого из алюминиевого сплава, подводят по нескольким литникам в каналы, находящиеся снизу и со стороны отливки. Отсюда расплав поднимается в отливку иногда, как изображено на фиг. 192, наклонно против направления потока. В Англии в последнее время рекомендуют также рогообразный, спускающийся глубоко под отливку, литник [2].

Отливку снабжают известным количеством выпоров, через которые удаляется основная масса воздуха и поднимается вверх расплав (фиг. 193). При этом для качественного литья чрезвычайно важно, чтобы выпора располагались у всех массивных сечений, в которых расплав затвердевает позднее, чем в соседних частях отливки. Благодаря этому усадка при затвердевании в этих сечениях компенсируется



Фиг. 193. Отливка картера мотора из легкого сплава с литниками и выпорами.

подводом горячего расплава из выпора. Это облегчается еще и тем, что застывшую с поверхности выпора корку часто пробивают прутом или куском дерева до самой отливки или доливают горячий расплав, держа выпор все время открытым и полным. Можно также подогревать выпор горелкой, не давая ему застывать с поверхности. При малых отливках достаточен правильно расположенный и сконструированный литник. Если отступают от указанных правил, особенно если оставляют без выпора самое толстое сечение, то в этом месте, как иллюстрируют фиг. 194 и 195 на примере небольшой кокильной отливки, образуются усадочные раковины, газовые пузыри, или же другие неплотности. Приведенная в качестве примера на фиг. 194 и 195 отливка получилась бы совершенно плотной при устройстве достаточно большого литника с правой стороны.

Многие сплавы дают на первый взгляд внешне совершенно здоровую отливку при применении тонких выпоров или даже со[illegible]

[1] Ср. B. Osann, ibidem; H. Marius, Met. Ind., v. 39, London 1931, p. 75—76, 103—104.

[2] J. Ellis, Foundry Trade J., v. 39, 1928, p. 322—323; [illegible] A. I. Krynitzky, Met. Ind., v. 40, London 1932, p. 171—174, [illegible]

них. Однако при более тщательном исследовании механические свойства отливки в известных частях оказываются обычно очень плохими

Фиг. 194.

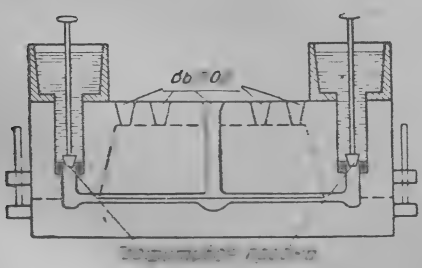
Фиг. 195.

Фиг. 194 и 195. Кокильная отливка с неправильно выполненным подводящим каналом, с усадочной пустотой в наиболее толстом месте.

именно вследствие наличия неплотностей[1]. Это может быть обнаружено в большинстве случаев рентгенографически или путем измерения плотности.

79. Литье через промежуточную чашу

Особенно хорошим методом литья считается литье через литниковую чашу с пробкой (Stopfenguss или Tümpelguss), применяющееся для чугуна. В этом случае расплавом наполняют вначале несколько чаш (Tümpel) (фиг. 196), расположенных над отливкой и закрытых пробками (Stopfen). Затем пробки одновременно удаляют, и металл поступает в форму. Вследствие большой высоты уровня и хорошего питания форма наполняется при этом способе литья быстрее, чем обычно. Это дает возможность применять пониженные температуры литья, которые выдерживаются более точно, обеспечивая тем самым лучшее и более равномерное качество литья. Кроме того этот метод позволяет задерживать шлаки, которые



Фиг. 196. Литье через промежуточную чашу

[1] T. D. Stay, E. M. Gingerich a H. J. Rowe. Trans. Amer. Foundrym. Ass., v. 38, 1930, p. 65—91

80. Процесс литья

При литье необходимо очень тщательно избегать всякого попадания шлаков в отливку. Нужно старательно снимать шлак из разливочного ковша и литейной ложки и удалять его остатки из летки. При литье из алюминия или магния (электрона) очень важно производить разливку непрерывной струей, чтобы избежать попадания в расплав особенно вредной окисной пленки. Вокруг струи расплава образуется вязкий окисный «чулок», препятствующий дальнейшему образованию шлака и увлечению воздуха в отливку. При литье из электрона применяют еще припыливание серой, как известную защиту против окисления.

Литье электрона в сырую форму удается лишь в том случае, если к формовочной земле примешивают серу (1—10%) и от 0,35 до 0,75% борной кислоты, так как эти элементы препятствуют реакции между жидким магнием и влагой, содержащейся в формовочном материале [1]. Дополнительное припыливание серным порошком создает нейтральную атмосферу SO_2, которая ослабляет при литье реакцию магния с азотом (черные включения) и кислородом воздуха.

81. Защитные покровы и обработка солями

Электрон кроме того очищается от окиси и других шлаков и защищается от окисления при помощи смеси солей (эльразаль), содержащей в качестве главной составной части хлористый магний. Жидкая ванна несколько раз перемешивается при 730—760° с этой смесью солей и затем нагревается до 850°, т. е. приблизительно на 100° выше средней температуры литья.

При литье алюминия собственно защитный покров не нужен, так как вязкая пленка окиси защищает ванну от дальнейшего окисления до тех пор, пока она остается неповрежденной. Однако для повышения плотности отливки являются полезными покровы, содержащие иногда самые различные соли, хотя, с другой стороны, применение их облегчает возможность попадания в отливку шлаков. При силумине (см. фиг. 112 и 113, раздел 48) количество круглых мелких пор значительно уменьшается при обработке облагораживающей солью (2/3 фтористого натрия, 1/3 хлористого натрия) [2]. Особенно благоприятно в смысле удаления шлаков и дегазации действуют на многие алюминиевые сплавы хлорсодержащие соединения [3].

Медные сплавы во избежание окисления при плавке и литье покрываются обычно древесным углем, хорошо высушенным, или стеклянным порошком. Для никеля и никелевых сплавов, растворяющих углерод, рекомендуется бура или смесь буры с борной кислотой.

---

[1] H. Menking, Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt K3; E. Player, Met. Ind., v. 33, London 1928, p. 568—570; v. 34, 1929, p. 6—8. K. L. Meissner, Metallwirtschaft, Bd. 7, 1928; S. 128—136, 252—258.

[2] G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.

[3] D. R. Tullis, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 55—63; Met. Ind., v. 34, London 1929, p. 339—341, 371—372; W. Rosenhain, H. D. Grogan a. T. H. Schofield, J. Inst. Met., v. 44, London 1930, p. 305—330; R. Sterner-Rainer, Z. f. Metallk., Bd. 23, 1931, S. 274—282; W. Koch, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 69—72; D. Hanson a. W. Slater, J. Inst. Met., v. 46, London 1931, p. 187—215; H. D. Grogan a. T. H. Schofield, J. Inst. Met., v. 51, London 1933, p. 123—130.

82. Холодильники[1]

Земляные формы, изготовленные с холодильниками в виде плит или фасонных частей из железа, меди, или латуни, могут служить различным целям. При алюминиевом литье холодильники ставятся главным образом в местах массивных сечений, чтобы уравнять период их затвердевания с периодом затвердевания соседних, более тонких сечений[2]. Благодаря этому указанные части отливки становятся плотными, а трещины устраняются. Однако это мероприятие часто считают излишним, так как хорошее питание путем устройства выпоров у толстых сечений должно давать те же результаты[3]. Применение холодильников усложняет работу; кроме того полагают, что они ухудшают качество поверхности. При неправильном расположении или слишком больших размерах они могут быть также причиной возникновения горячих трещин.

Однако при литье таких сплавов, которые, как например, силумин, не обнаруживают склонности к образованию трещин (ср. раздел 100), намечается определенная тенденция к применению холодильников в таком количестве и таких размеров, насколько это допускает объем формы. Благодаря этому отливка в этих местах получается плотной; кроме того по своим механическим свойствам такое литье приближается к кокильному литью. Так, мы наблюдаем при крупных отливках в землю из силумина, что сопротивление разрыву в охлажденных местах достигало часто 24 и 25 *кг/мм*^{2}, что значительно выше сопротивления разрыву отдельно отлитых образцов (17—21 *кг/мм*^{2}) (ср. раздел 152).

Подобных результатов достигают при толщине холодильников, равной приблизительно толщине прилегающих к ним сечений отливки. Отрицательное действие влаги или затрудненный отвод воздуха устраняют сверлением или разделением (на части) холодильников.

Такие же высокие механические свойства, распределенные локально, были установлены в картерах из немецкого сплава, отлитых с применением большого числа холодильников[4].

При литье из чугуна и стали также очень часто применяют холодильники иногда в целях устранения усадочных раковин, иногда в целях отбеливания чугуна[5].

Применяемые чаще всего чугунные холодильники необходимо отжигать перед употреблением при 500—600° для освобождения их от газа и устранения последующего деформирования. При нахождении в форме они не должны увлажняться, а наоборот, их следует подогревать и сохранять при температуре возможно выше 100°. Если они становятся влажными, то горячий расплав освобождает водяной пар, который вызывает углубления у поверхности отливки.

83. Сплавы для кокильного литья

Кокильное литье из различных сплавов широко применяется при изготовлении больших количеств одинаковых отливок. Легкоплавкие

[1] Холодильник по-немецки Schreckplatte, Kühleinlage, Schreckschale, реже и неправильно — Kühle. Ред.

[2] A. Brown, Brass World, т. 2, 1906, p. 399—401.

[3] R. J. Anderson, The metallurgy of aluminium, p. 517, 570; W. C. Devereux, Foundry Trade J., т. 45, 1931, p. 331—335, 349—351.

[4] K. Matthaes, Z. f. VDI, 1931, p. 431—434.

[5] P. Oberhoffer, Das technische Eisen. 2 Aufl., Berlin 1925, S. 321.

сплавы идут главным образом на литье типографского металла и типографских плит[1], а также на заливку вкладышей.

Тугоплавкие медные сплавы сравнительно редко применяются при литье в кокиль. Для этой цели идут преимущественно алюминиевые бронзы с 5 и 10% Al и 1—3,5% Fe, т. е. сплавы с небольшим интервалом расплавления[2]. Они отливаются при 1150—1300° в подогретые до 200—300° кокили.

Чугун в некоторых случаях также отливается в кокиль[3]. Широкое и все растущее применение для кокильного литья находят алюминиевые сплавы. О пригодности и производственных условиях литья этих сплавов имеются также и наиболее подробные исследования и наиболее исчерпывающие данные[4].

По опытам Арчбутта, Грогана и Дженкина[5] более сложные отливки, например разрывные образцы с заплечиками и сочленения труб, получаются при литье из 4%-ного сплава алюминия с медью с трещинами и другими недостатками. Литье из двойного сплава с 8% Cu представляет также значительные трудности. При достаточно быстром удалении из формы сплав Y (4% Cu, 2% Ni, 1,5% Mg) удается получать с хорошими механическими свойствами.

Однако в сочленениях труб обнаруживается много недостатков. Сплав с 4% Cu и 3% Si показывает значительно меньшую склонность к трещинам и допускает большую свободу в варьировании температур литья и кокиля. Тем не менее он не представляет никаких преимуществ по своим механическим свойствам. В отношении образования усадочных раковин этот сплав при литье в кокиль ведет себя так же, как другие содержащие медь сплавы. Наконец, сплав алюминия с 12% Si (силумин) совершенно не дает трещин. Зато он обнаруживает склонность к усиленному образованию усадочных раковин, что требует усиленных литников и выпоров и более высокой температуры кокиля.

Склонность к образованию трещин у различных сплавов находит свое отражение в горячеломкости образцов при испытании на ударный изгиб. Испытуемые образцы при нагреве до температуры, близкой к температуре плавления, оказываются настолько вязкими, что не ломаются под маятниковым копром. Затем в пределах известного температурного интервала (ср. фиг. 236, раздел 99) вязкость падает до очень малых значений: у силумина в пределах 2°, у сплава Y в пределах 10°, у сплавов, содержащих кремний и медь, в пределах 18°, у 8%-ного медного сплава в пределах 24° и у немецкого сплава с 13,5% Zn и 2,75% Cu, особенно склонного к трещинам, в преде-

---

[1] H. Munday a. J. Cartland, Met. Ind., London 1923, ср. Z. f. Metallk., Bd. 16, 1924, S. 67—70.

[2] H. Rix a. H. Whitaker, J. Inst. Met., v. 19, London 1918, p. 123—144; W. M. Corse, J. Inst. Met., v. 32, London 1924, p. 455—474; R. Genders, R. C. Reader a. V. T. S. Foster, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 187—218; H. Marius, Met. Ind., v. 39, London 1931, p. 75—76, 103—104.

[3] H. Rolle, Stahl u. Eisen, Bd. 32, 1912, S. 1209, 1446, 1605; J. Mehrtens, Giesserei-Ztg., Bd. 10, 1913, S. 12—16, 50—52.

[4] G. Mortimer, J. Inst. Met., v. 35, London 1926, p. 371—405; S. L. Archbutt, J. D. Grogan a. J. W. Jenkin, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 219—237; H. Poulain, Rev. Aluminium Appl., v. 6, 1929, p. 879—890; H. Obermüller, Aluminium-Kokillenguss, Berlin 1929; J. Dornauf, Silumin-Kokillenguss Metallges. A. G., Frankfurt a. Main 1932; C. Vaughan, Met. Ind., v. 42, London 1933. p. 125—128, 150—153, 179—180.

[5] Archbutt, Grogan u. Jenkin, ibidem.

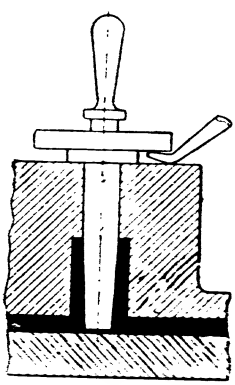
лах 45°. Ход кривых вязкости соответствует, таким образом, приблизительно склонности к образованию трещин у сплавов, а также приблизительно величине интервала их расплавления (ср. раздел 100).

В кокильном литье склонность к образованию трещин играет весьма значительную роль. Более простые отливки, например поршни, которые можно быстро удалять из формы, с успехом отливаются из сплавов с большей склонностью к трещинам. Однако уже при литье поршней вследствие этого возникают большие затруднения. Более сложные отливки с разной толщиной стенок можно с успехом лить в кокиль лишь из сплавов, менее склонных к трещинам, например из силумина.

С другой стороны, повышенная склонность к образованию усадочных раковин у этих сплавов требует в таких случаях особенно тщательной разработки форм кокиля, больших выпоров и иных условий подвода металла. Трудности эти известны в практике литья. Оказалось все же, что даже в случае очень сложных отливок, например картеров мотора (ср. фиг. 186), они полностью преодолимы. Повышения температуры кокиля нужно по возможности избегать. Наоборот, большое преимущество сплавов, не склонных к образованию трещин, — это возможность отливать их без затруднений в холодный кокиль (100—250°), причем благодаря более быстрому затвердеванию достигаются значительно лучшие механические свойства (ср. раздел 109)[1]. Нужно добавить еще, что незначительное образование усадочных раковин в медьсодержащих сплавах должно, по всей вероятности, компенсироваться другими неплотностями[2].

84. Кокили для алюминиевого литья

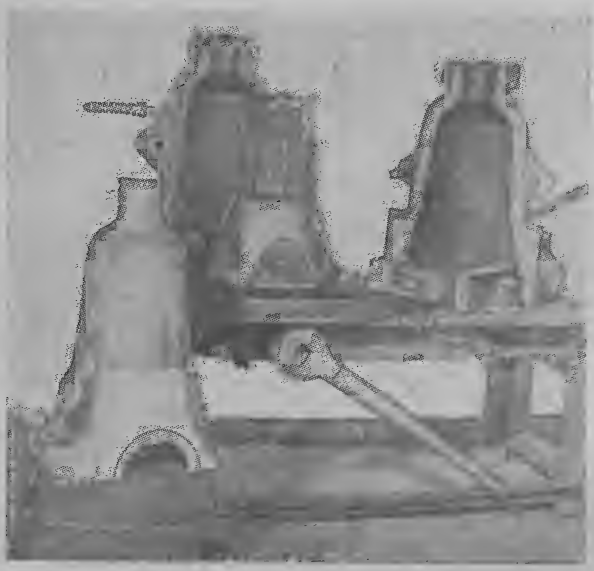
Принципы конструкции кокилей для силумина, по Дорнауфу[3], следующие. Кокиль состоит преимущественно из двух, часто также из большего количества частей из мягкого серого чугуна и из определенного количества стержней конической формы, вводимых в кокиль через его стенку. Стержни изготовляются из обыкновенной или высококачественной стали, смотря по требованиям, предъявляемым к их устойчивости против действия высоких температур. Стержневые знаки имеют, как правило, нормализованную головку (фиг. 197), позволяющую освобождать стержень при помощи железного ломика. При нижней подрезке формы могут применяться разрезные или земляные стержни (фиг. 198). Обычно части кокиля пригоняются друг к другу при помощи штифтов (фиг. 198) и крепко поджимаются скобками или крючками. Кокиль обслуживается вручную. Несколько легче работать с поворачивающимся кокилем (фиг. 199). В литейных машинах части кокилей, движущиеся от привода, монтируются на станине. Обслуживание производится, как изображено на фиг. 200, с помощью шпинделя или же коленчатого рычага более или менее авто-



Фиг. 197. Стержневой знак при кокильном литье.

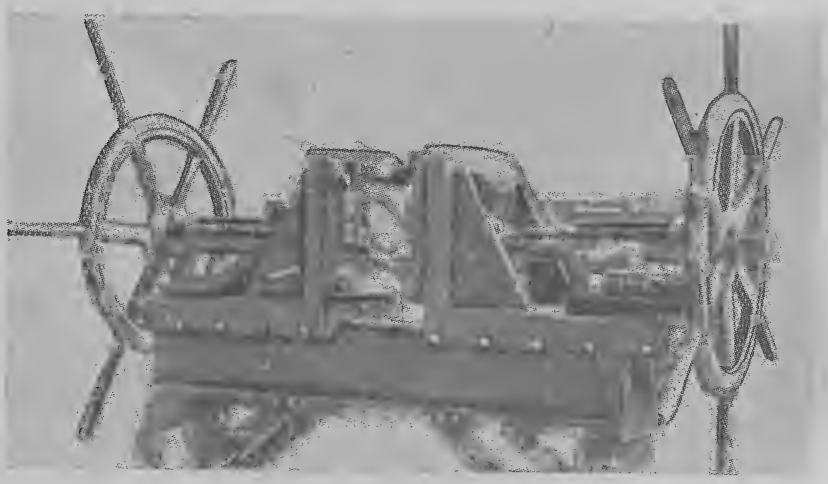
[1] J. Dernauf, ibidem.
[2] S. L. Archbutt, J. D. Grogan u. J. W. Jenkin, ibidem.
[3] J. Dernauf, ibidem

матически. На фиг. 201 показаны еще более мощные литейные машины для автомобильного картера, верхняя часть которого уже приводилась на фиг. 186.



Фиг. 198. Кокиль для коробки диференциала, изготовляемой из силумина. Стержень сделан частью из металла, частью из земли. Изготовитель Татраверке (по Дорнауфу).

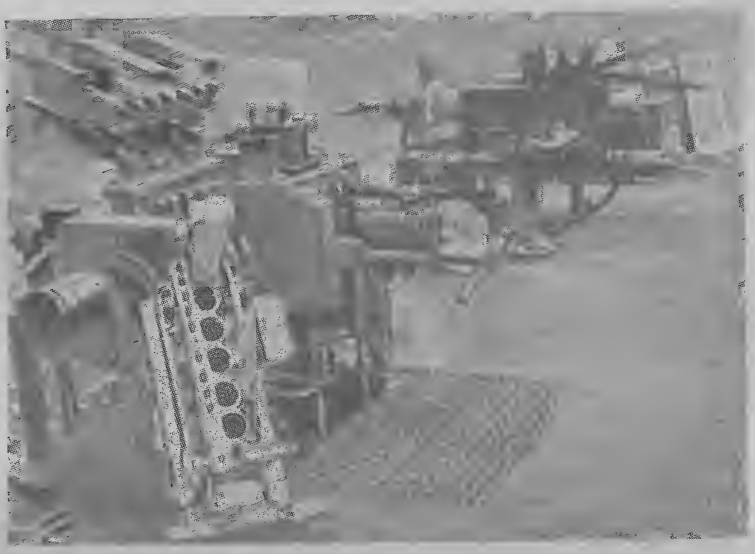
Фиг. 199. Поворачивающийся кокиль для крышки картера мотора. Изготовитель Татраверке (по Дорнауфу).



Фиг. 200. Машина для кокильного литья. Изготовитель Татраверке (по Дорнауфу).

По ряду причин толщина стенок кокиля не должна по возможности превышать 50 *мм*. Образование зазоров в швах вследствие нагрева предупреждается усилением толщины ребер. Что касается спо-

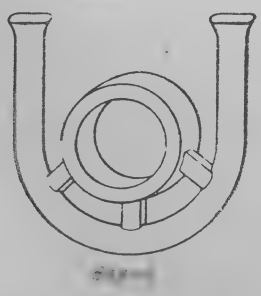
собов подвода металла, то сюда относится в основном все сказанное об этом при литье в землю (ср. раздел 78). Расположение литников непосредственно сверху (фиг. 202) или со стороны формы (фиг. 203) способствует образованию шлаковых включений и рыхлот. Идеальным



Фиг. 201. Кокильная литейная автомобильной фабрики Стейера (по Дорнауфу).

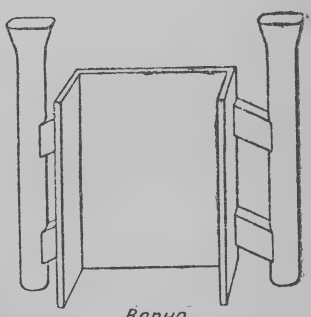
является подвод металла снизу (фиг. 204) или от опущенного вниз бокового литника наклонно вверх (фиг. 205). Горизонтальных поверхностей нужно по возможности избегать. В прочих местах, где может

Фиг. 202.



Фиг. 203.

Фиг. 204.



Фиг. 205.

Фиг. 202—205. Правильное и неправильное выполнение подводящих каналов при кокильном литье из силумина (по Дорнауфу).

застревать воздух, необходимо предусмотреть узкие вентиляционные каналы у плоскостей разъема. Перед литьем кокиль нагревается до 100—200°. Чтобы избежать возможных при литье затруднений, можно, как уже упоминалось выше, повысить нагрев до 300°. Поверхность кокиля обычно покрывается смазкой, например эмульсией из графита

с водой и 1—3% растворимого стекла. Благодаря нанесенному слою охлаждение в соответствующих местах более или менее задерживается в зависимости от толщины слоя. Это, следовательно, также является способом выравнивания скоростей затвердевания сечений разной толщины.

85. Центробежное литье

Центробежное литье уже долгое время применяется при изготовлении чугунных труб[1]. Этот метод оказался для массового производства весьма экономичным, несмотря на дороговизну кокилей, которые изготовляются из хромоникелевой стали или чугуна со стальной рубашкой. Кокили могут иметь также и водяное охлаждение. Скорость вращения их составляет до 10 000 об/мин. В каждом отдельном случае она должна быть установлена опытным путем.

В области цветных металлов центробежное литье получило применение вначале для специальных латуней, так как плотность и механические свойства литых по этому способу труб получаются значительно лучшими, чем при литье в землю[2]. Производство труб из высококачественных устойчивых против коррозии бронз сначала натолкнулось на ряд трудностей[3]. Поверхность получалась с кратероподобными углублениями, какие наблюдаются обычно в слитке в тех местах, где изложница приваривается к последнему. Бейли[4] объясняет это следующим образом. Из нагретого до высокой температуры чугуна освобождается газ, вдавливающийся при этом в не очень прочную затвердевшую корку сплавов с большим интервалом затвердевания. Ганзер[5], напротив, считает, что кислород расплава образует с углеродом чугуна CO или CO_2, которые вначале остаются растворенными в расплаве. В процессе затвердевания расплав становится пересыщенным относительно этих газов и затем внезапно освобождает их. Вследствие этого возникают кратеры, которые большей частью находятся непосредственно под наружной коркой, сужаясь по направлению изнутри наружу и лишь редко достигая поверхности. Этот недостаток устраняется путем обкладывания кокилей внутри листовой медью толщиной 1—3 *мм*. Благодаря вращению формы медь при литье плотно прилегает к изложнице, чем обусловливается быстрый отвод тепла, необходимый для получения хороших механических свойств. Такой прием позволяет теперь за короткое время (36—48 час.) выполнять заказы (из всех медных и никелевых сплавов) на готовые трубы длиной до 10 *м* при наружном диаметре от 40 до 1500 *мм*, например чехлы для валов в кораблестроении. В Америке употребляют для футеровки кокилей также песок. Этот способ вследствие меньшей скорости затвердевания дает худшие механические свойства.

Способом центробежного литья изготовляются в небольшом количестве и предметы изогнутой формы, например подшипниковые вкладыши. При этом применяются закрытые формы, которые состоят либо целиком из металла, либо частично из песка. При данном методе также достигается известное повышение механических свойств сплава по

[1] Ср. C. Irresberger, Giesserei-Ztg., Bd. 21, 1924, S. 397—402.
[2] H. Simon, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 302—304; K. Hanser, Mitt. Gutehoffnungshütte, Bd. 2, 1932/33, S. 90—94; M. v. Schwarz u. A. Väth, Metallwirtschaft, Bd. 8, 1929, S. 891—899.
[3] K. Hanser; ibidem.
[4] G. L. Bailey, J. Inst. Met., v. 49, London 1932, p. 203—235.
[5] K. Hanser, личное сообщение.

сравнению с литьем в землю, так как охлаждение при применении металлических форм происходит более интенсивно. Плотность отливки зависит от специальных условий работы, о которых ничего точно неизвестно. Так же как и при кокильном литье, здесь не только внешний, но и внутренний поверхностный слой получается плотным и прочным; возможные и здесь неплотности находятся внутри. Последнее объясняется тем, что в противоположность центробежному литью труб гидростатическое давление, возникающее благодаря вращению, сообщается в случае, если литник остается жидким, также и внутренним стенкам формы. В общем центробежное литье представляет собой известную разновидность кокильного литья, причем последнее для некоторых сплавов связано с большими трудностями.

Центробежное литье применяется также при зуботехнических работах и в производстве мелких ювелирных изделий [1] из благородных металлов. Расплав при этом наливается в небольшой тигель, соединенный с литейной формой тонким отверстием в дне. При вращении, которое производится вручную, расплав проникает через это отверстие в форму.

86. Шприцлитье [2]

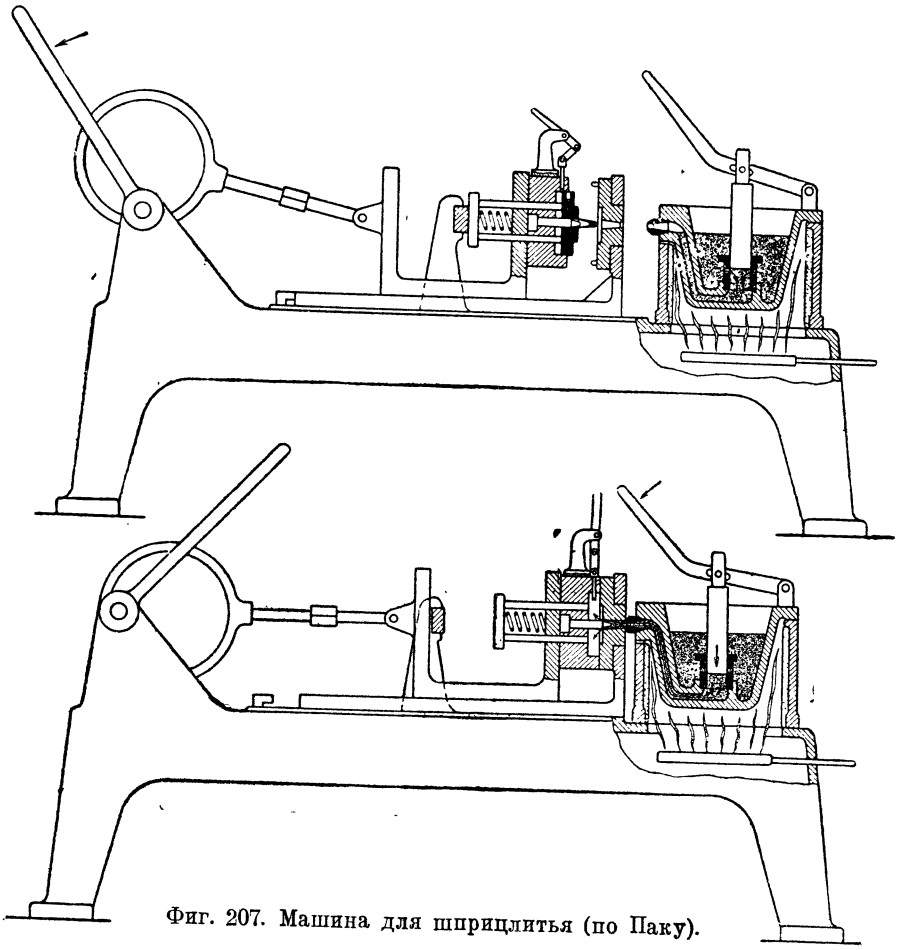
С распространением массового производства шприцлитье получило широкое применение для изготовления взаимозаменяемых деталей, так как этот способ позволяет соблюдать большую точность и неизмен-

Фиг. 206. Шприцлитье из силумина.

ность размеров детали, причем отливка почти не нуждается в дальнейшей обработке. Первые попытки применения этого метода были сделаны при изготовлении типографского металла из сплавов свинца с оловом и сурьмой. Затем он был постепенно распространен и на более тугоплавкие сплавы. Главнейшие сплавы, употребляемые в настоящее время для шприцлитья, следующие:

[1] M. v. Schwarz u. A. Väth. Metallwirtschaft. Bd. 8. 1929. S. 891—899.
[2] Ср. L. Frommer, Handbuch der Spritzgusstechnik, Berlin 1933.

1) оловянные и свинцовые сплавы с 0—6% Cu, 0—15% Sb;
2) цинковые сплавы[1]: а) с 4—5% Al, 0—3% Cu, 0—0,1% Mg и б) с 6—25% Sn, 3—4% Cu, 0,3—1% Al;



Фиг. 207. Машина для шприцлитья (по Паку).

3) алюминиевые сплавы[2]: а) с 4—8% Cu, до 3% Fe, до 3% Si, 0—4% Ni и б) с 3—13% Si, до 4% Cu, до 0,7% Mn;
4) магниевые сплавы (электрон) с 10% Al, 0,3% Mn;
5) медные сплавы[3] (и серебряные сплавы) (латуни, специальные латуни, алюминиевые бронзы и др.).

---

[1] Wiliams, Met. Ind., v. 15. London 1917, p. 470; H. E. Brauera. W. M. Pearce, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 68, 1923, p. 796—832; Müller, Z. f. Metallk., Bd. 18, 1926, S. 359—364; W. M. Pearce, Met. a. Alloys, v. I, 1929, p. 544; T. F. Russell, W. E. Goodrich, W. Cross a. N. P. Allen, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 239—253; R. Lancaster a. J. G. Berry, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 241—245; D. L. Colwell, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 30, 1930, p. 473—492.

[2] J. D. Grogan, J. Inst. Met., v. 44, London 1930, p. 279—304; C. Vaughan, Met. Ind., v. 42, London 1933, p. 125—128, 150—153, 179—180.

[3] R. Gender, R. C. Reader a. V. T. S. Foster, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 187—218; W. Müller, Giesserei-Ztg., Bd. 27, 1930, S. 155; Ch. Pack, Met. Progr. Bul., 20, 1931, p. 72—78, 100.

Подавляющую часть шприцлитья составляют дешевые цинковые сплавы. Цинковые сплавы с алюминием, к которым, несмотря на их хорошие исходные механические свойства, относились с определенной осторожностью из-за их неустойчивости, были весьма улучшены в результате применения чистейших сортов цинка и присадки магния [1]. Широкое применение находят также алюминиевые сплавы, что иллюстрирует фиг. 206. Медные сплавы лишь медленно входят в употребление.

В последнее время методом шприцлитья изготовляются отливки значительных размеров также из чугуна и стали [2].

Приспособление для шприцлитья состоит из плавильного котла, камеры давления и формы. В настоящее время применяют три типа машин для шприцлитья, конструкции которых схематически изображены на фиг. 207—209 [3]:

1) поршневые машины для шприцлитья с находящейся в плавильном котле горячей камерой давления (фиг. 207);

2) компрессорные литейные машины с находящейся в плавильном котле подвижной камерой давления (фиг. 208);

3) поршневые машины для пресслитья с независимым плавильным тиглем и «холодной» камерой давления (фиг. 209).

Для легкоплавких оловянных и свинцовых сплавов применяются машины первого типа. Цинковые, магниевые и большей частью также алюминиевые сплавы отливаются на компрессорных машинах, так как они с течением времени разъедают поршни. Для латуни можно применять лишь пресслитейные машины, так как горячий расплав энергично поглощает железо и потому может соприкасаться с таковым лишь короткое время. По той же причине шприцлитейные машины этого типа применяются в последнее время преимущественно для литья алюминиевых сплавов и в особенности сплавов с высоким содержанием кремния, так как железо ухудшает свойства последних. Обслуживание всех названных машин, особенно машин двух первых типов, может быть широко автоматизировано. Давление в горячих камерах давления колеблется в пределах от 20 до 70 *ат*, в холодных камерах — между 300 и 1000 *ат* [4].

Шприцлитейные формы для оловянных, свинцовых и простых цинковых отливок изготовляются из мягкой углеродистой стали, для более крупных цинковых отливок и для литья из алюминия и меди — из высококачественных специальных сталей. Температура формы во время литья достигает $^1/_5$—$^1/_2$ температуры плавления, т. е. от 50 до 450°, в зависимости от сплава. Стержни и выступающие углы могут быть значительно горячее. Формы, как и обыкновенные кокили, состоят из двух половин. Канал для подвода металла обычно делается узким, ширина его может сходить до 1 *мм* и менее. Более широкий подводящий канал имеет то преимущество, что остаточное давление, действующее еще и после заполнения формы металлом, способствует лучшему уплотнению отливки; с другой стороны, в местах, прилегаю-

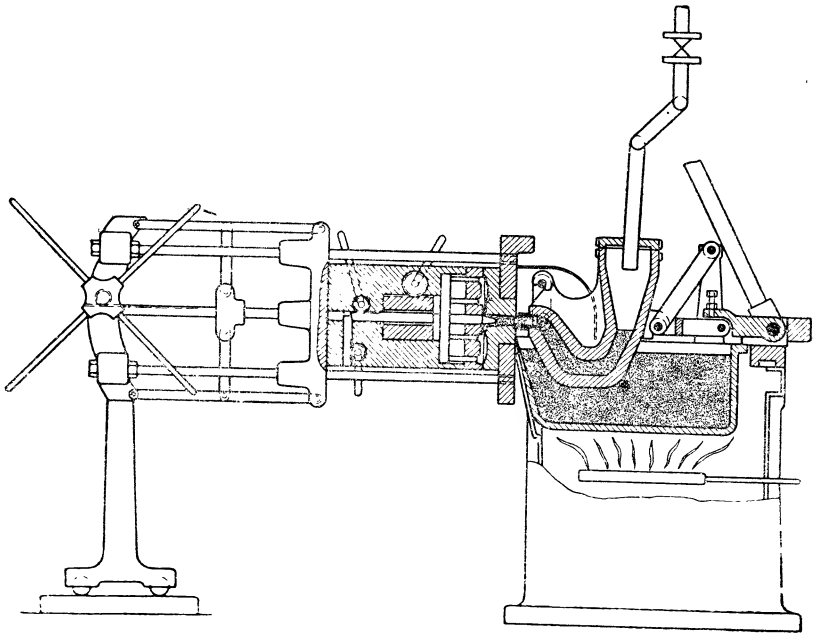
---

[1] H. E. Brauer a. W. M. Pearce, ibidem.

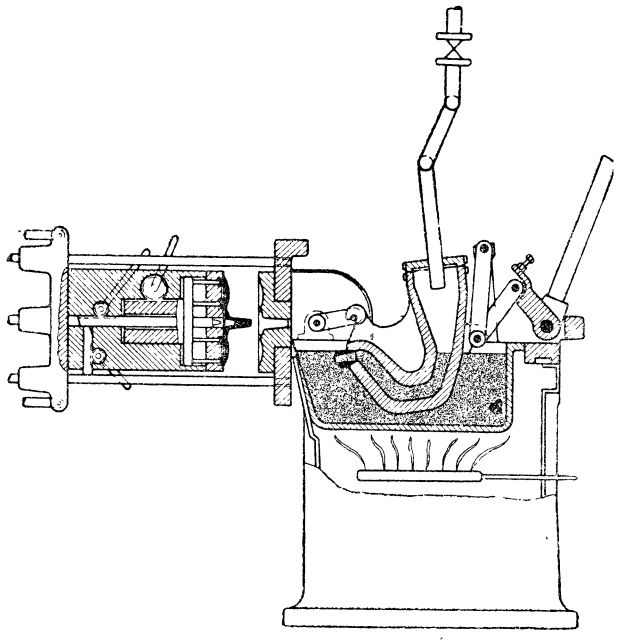
[2] A. W. Morris a. H. R. Simons, Iron Age, v. 131, 1933, p. 1028—1030.

[3] L. Frommer, ibidem; Ch. Pack, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, p. 230—245; Met. Alloys, v. 3, 1932, p. 29—37.

[4] L. Frommer, ibidem, S. 482.



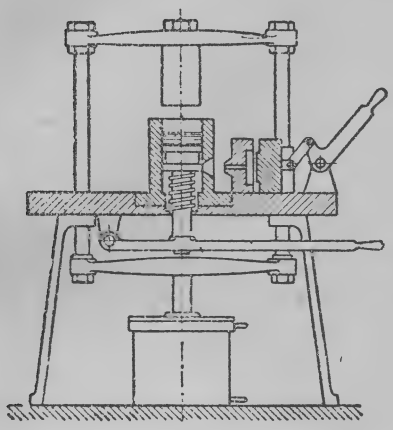
Фиг. 208а.



Фиг. 208б.

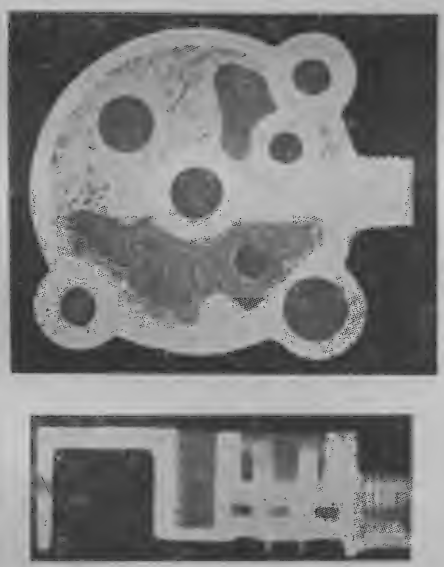
Фиг. 208а и б. Поршневая машина для шприцлитья. Тип компрессорной машины (по Паку).

щих к подводящему каналу, пористость возрастает с увеличением его ширины [1]. Последнее становится особенно заметным при сложных отливках. При пресслитье эта опасность меньше вследствие более высоких давлений, и подводящие каналы могут с успехом выполняться гораздо шире [2].



Фиг. 209. Машина для шприцлитья (по Паку).

По имеющимся исследованиям каждая шприцотливка в той или иной мере содержит воздушные пузыри. Эти включения располагаются главным образом в средней части сечения и потому оказывают лишь незначительное влияние на механические свойства и плотность отливки [3]. Однако иногда обнаруживаются газовые пузыри, находящиеся под сильным давлением, если отливка подвергается термообработке при высокой температуре. Только вблизи подводящего канала пузыри выходят на поверхность отливки и могут обусловливать недостаточную непроницаемость отливки (фиг. 210).



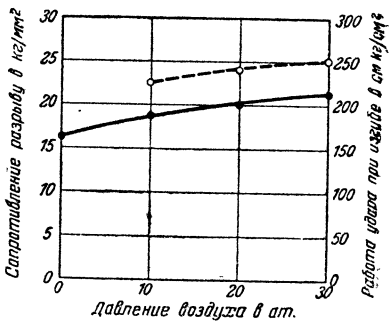
Фиг. 210. Рентгеновские снимки небольшой шприцотливки с неплотностями вокруг литника. × 0,8

Механическая прочность шприцлитья обусловлена главным образом тонким поверхностным слоем, особенно плотным и крепким вследствие быстрого затвердевания. Прочность литья поэтому сильно ухудшается при обработке резанием. Так, при обточке 10-*мм* латунных прутков до диаметра 8 *мм* прочность уменьшается с 33 до 23 *кг/мм*^{2}, т. е. на 30% [4]. То же подтвердилось при ударных испытаниях, проведенных нами на полых отливах с наружной резьбой, отлитых по этому способу. Последние показали, что литая резьба требует вдвое большей ударной работы при разрушении, по сравнению с резьбой, нарезанной на полом цилиндре.

Механические свойства алюминиевого шприцлитья [5] по данным Фроммера несколько выше, чем кокильного литья [6], причем это пото-

[1] L. Frommer, ibidem, S. 626 и следующие.
[2] Ch. Pack, Met. a. Alloys, v. 3, 1932, p. 29—37.
[3] L. Frommer, W. Kuntze u. G. Sachs, Z. VDI, Bd. 73, 1929, S. 1609—1612.
[4] L. Frommer, ibidem, S. 619.
[5] L. Frommer, Der Spritzguss und seine Anwendung, Berlin 1927; Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 28, 1928, p. 202—222; v. 29, 1929, p. 192—241; v. 30, 1930, p. 473—492; v. 31, 1931, p. 261—288, 420—421; ср. L. Frommer, ibidem, S. 529; J. D. Grogan, J. Inst. Met., v. 44, London 1930, p. 279—304.
[6] L. Frommer, ibidem, S. 619 и следующие, 639.

вышение идет параллельно с повышением давления при литье (фиг. 211). Для цинкового литья установлены еще большие различия. При пресслитье часто достигаются еще более высокие свойства, чем при литье на машинах с горячими камерами давления. Так, наши испытания, проведенные на силуминовых прутках, дали сопротивление разрыву около 28 *кг/мм²* при удлинении 3,5% в первом случае против 24 *кг/мм²* и 1% — во втором. Однако следует учесть, что при особо благоприятных условиях и кокильное литье может давать очень высокие механические свойства, в особенности удлинение (ср. табл. 12 в разделе 107), что, конечно, нужно отнести за счет большей плотности такого литья.



Фиг. 211. Влияние давления на шприцлитье на механические свойства сплава (по Фроммеру).

По утверждению Вельтера можно достичь очень большого повышения прочности некоторых сплавов, например силумина, применяя очень высокие давления, которые, однако, должны быть примерно в 50 раз больше, чем в пресслитейных машинах [1]. Практическое осуществление столь высоких давлений представляет определенные трудности, которые пока еще повидимому, непреодолимы.

ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ФАСОННОГО ЛИТЬЯ

87. Определение литейных свойств

Сплавы для литья слитков выбираются с точки зрения их свойств в обработанном состоянии. Поэтому мы рассматривали пока лишь мероприятия, необходимые для приведения отливки в возможно благоприятное для дальнейшей обработки состояние. При фасонном литье дело обстоит совсем иначе. Здесь мы должны прежде всего выяснить, какой сплав из сравнительно большого числа рассматриваемых сплавов будет наиболее пригоден для данной отливки. Пока речь идет о простой отливке, например о цилиндрической отливке в землю, задача эта легко разрешается. В данном случае механические и прочие свойства литейного сплава легко установить на основе опытов с цилиндрическими образцами. Последние дают также непосредственное представление о свойствах такой простой отливки.

Чем, однако, сложнее отливка, тем больше отличаются ее свойства от свойств пробного образца. Кроме того с усложнением конфигурации отливки качество ее все в большей степени зависит от условий литья: температуры литья, подвода металла в форму и т. д., которые уже не могут определяться столь простым образом и так легко соблюдаться, как при пробном образце. Выбор наиболее пригодного сплава становится тогда, строго говоря, неразрешимой задачей, так как испытание ряда обычно применяемых сплавов и подбор оптимальных условий литья для каждого из них — задача, не выполнимая ни в техническом, ни в экономическом отношении. К этому следует все же добавить, что

[1] G. Welter, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 475—481.

энергия и настойчивость, затрачиваемые на изыскание наилучших рабочих условий для некоторых высококачественных сплавов, часто оправдываются тем, что иногда значительно расширяют область применения этих сплавов.

Таким образом мы должны итти возможно более простым путем к тому, чтобы составить известное представление о предполагаемых свойствах сплава в сложной отливке. При этом поступают обычно таким образом, что, последовательно изменяя известные факторы, исследуют ту степень чувствительности, с которой сплав реагирует на эти изменения важнейших для высококачественной отливки свойств. Если сплав при этом оказывается нечувствительным к таким изменениям, то его литейные свойства считаются хорошими; если же он обнаруживает при этом значительные колебания в свойствах, то он считается плохим в литейном отношении. Ясно поэтому, что часто употребляемое выражение «способность к литью» в таком толковании очень растяжимо и многозначно. Нельзя, следовательно, если придерживаться обычной терминологии, говорить просто о способности сплава к литью. Нужно прежде всего точно знать требования, предъявляемые в каждом данном случае. Следовательно, о «способности к литью» можно говорить, лишь учитывая назначение данной отливки. Поэтому в каждом отдельном случае могут оказываться особенно пригодными для литья совершенно различные сплавы.

Как бы то ни было, но некоторые сплавы в обширных областях применения оказываются более пригодными, чем другие подобного состава. Это дает нам возможность диференцировать понятие «способность к литью», рассматривая отдельные его признаки и делая его доступным к анализу. Уже из сказанного ясно, насколько легко могут возникать противоположные мнения на этот счет, тем более, что нам еще до сих пор совершенно не ясны многие физические факторы, имеющие решающее влияние на процесс литья[1]. Этим безусловно объясняется и тот факт, что многие сплавы на практике оцениваются совершенно различно.

С точки зрения материала мы называем хорошим в литейном смысле (giessfähig) тот сплав, который достаточно надежно обеспечивает здоровое плотное литье с хорошими и равномерными механическими свойствами при самых трудных условиях, т. е. в случае очень сложно разветвленной, больших размеров отливки.

Необходимо отметить, что литье особенно крупных и сложных отливок теперь, так же как и тысячелетия назад, требует большого искусства. Мы знаем, конечно, ряд установившихся правил, которые облегчают эту работу. Но даже конструктивное выполнение высокоответственной машинной детали, например картера мотора, пока еще в гораздо большей степени зависит от опытности работника, чем от действительного расчета, основанного на законах упругости. В еще большей мере это относится к технике литья, факторы которого вообще пока не могут быть выражены простым и математическим образом.

Так, до сих пор единственным путем, который обеспечивает изготовление высококачественной отливки, является проведение ряда пробных отливок, позволяющее выработать наиболее благоприятные

[1] Ср. также C. H. Desch, J. Inst. Met., v. 4, London 1910. p. 235—247; T. Turner, J. Inst. Met., v. 26, London 1921. p. 5—43; F. Sauerwald, Z. f. Metallk., Bd. 18, 1926, S. 137—142. 193—195; G. Masing, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 282—285.

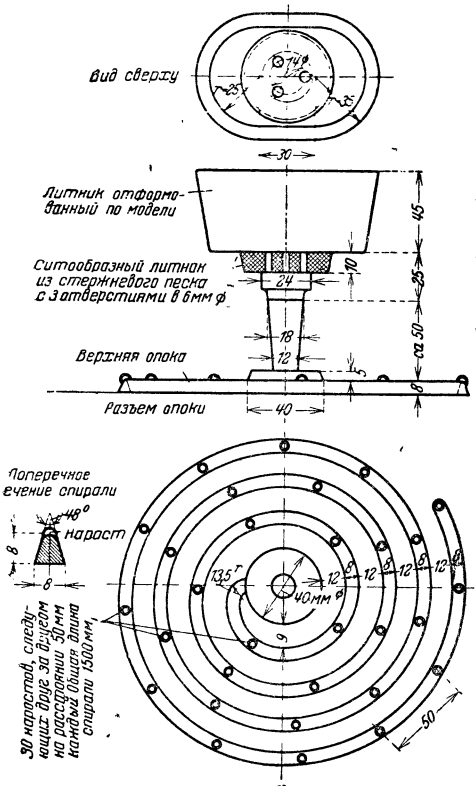
условия формовки и литья. Чем лучше литейные свойства сплава. тем легче это достигается.

Каковы должны быть в этом оптимальном случае строение и физические свойства сплава, до сих пор остается спорным вопросом. Известно лишь, что одно какое-нибудь свойство материала не определяет еще пригодности его к литью. Это устанавливается лишь на основе специальных и притом разнообразных его характеристик.

Об этих свойствах мы можем судить прежде всего по тому эффекту, которого мы ожидаем от хорошего литейного сплава.

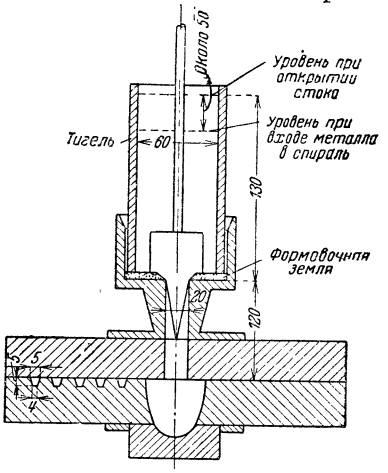
88. Способность сплава к заполнению формы и ее определение

Особенно важным, очевидно, является свойство расплава легко заполнять тонкие каналы. Мы можем назвать это свойство сплава способностью заполнять форму.



Фиг. 212. Схема устройства спирали для определения способности чугуна к заполнению формы — „проба на жидкотекучесть“ (по Пивоварскому).

Это свойство уже давно считается важным для всякого литейного сплава. Делались попытки выразить его количественно путем отливки узких клиньев или специальной решетки. Однако более чувствительный способ определения способности сплава заполнять форму состоит в том, что в специальный кокиль или в землю отливают спираль трапецоидального сечения и затем измеряют длину отлитой спирали[1]. Этот способ часто приме-

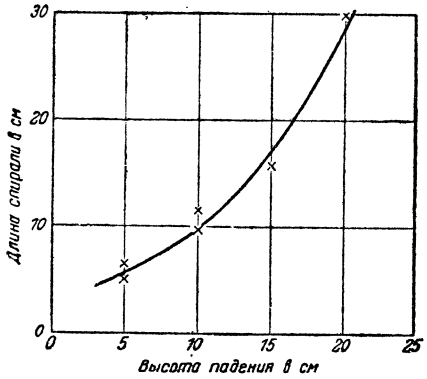


Фиг. 213. Кокиль для определения жидкотекучести цветных металлов. Литник с пробкой.

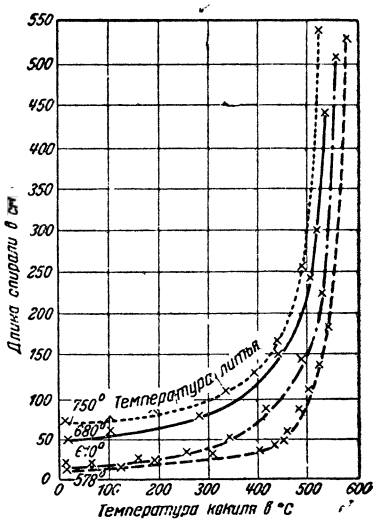
[1] D. Saito a. K. Hayashi, Mem. Coll. Engng., v. 2, Kyoto 1919, p. 83; v. 3, 1924, p. 165; C. Curry, Trans. Amer. Foundrym. Ass., v. 35, 1927, p. 289; ср. Giesserei-Ztg., Bd. 26, 1929, S. 49—50; A. Courty, Rev. Mettallurg., v. 28, 1931, p. 169—182, 194—208; C. M. Saeger a. A. J. Krynitzky, Met. Ind., v. 40, London 1932, p. 171—174, 197—198; L. Losana, Alluminio, v. 1, 1932, p. 237—243.

няется в настоящее время, и его применение действительно позволило внести определенную ясность в оценку способности сплава заполнять форму.

Для чугуна предлагается в качестве «литейной пробы» также установить отливку спирали в земляную форму в соответствии с фиг. 212. Конструкция литника нуждается еще, однако, в некотором исправлении. Так как результат опыта, как показывает фиг. 214,



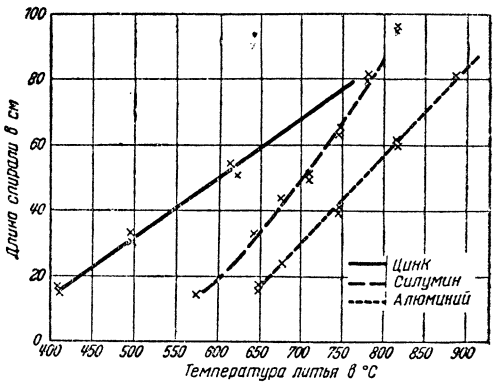
Фиг. 214. Влияние высоты падения жидкого металла на способность к заполнению формы у силумина (по Курти).



Фиг. 215. Влияние температур литья и кокиля на способность к заполнению формы у силумина (по Курти).

сильно зависит от высоты падения струи, то ее необходимо держать постоянной при помощи пробки (ср. фиг. 213) или подпора. Для большинства цветных металлов лучше применять кокиль, так как влажность земли также влияет на длину получаемой спирали. Последняя при литье в сухую землю выходит несколько длиннее, чем при литье в сырую землю, вследствие меньшего отвода тепла в первом случае [1].

Среди прочих производственных условий [2] температура кокиля, судя по фиг. 215, имеет небольшое влияние, если она не близка к температуре затвердевания.



Фиг. 216. Влияние температуры литья на способность к заполнению формы у различных материалов (по Курти).

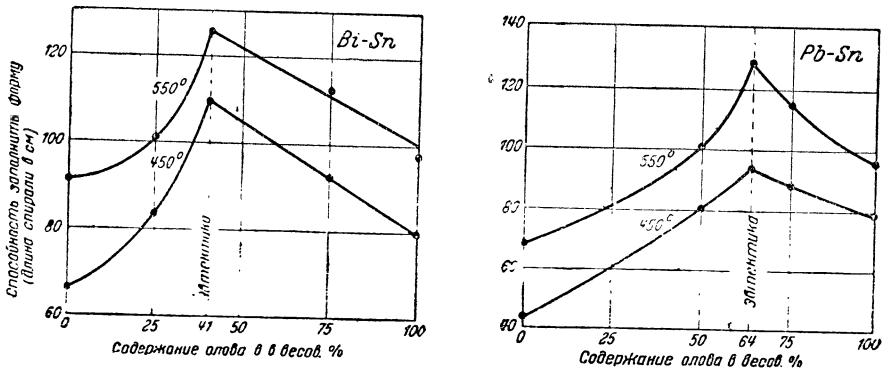
Напротив, с повышением температуры литья способность заполнять форму сильно повышается (фиг. 216). Поэтому температура литья является решающим фактором. Можно, следовательно, одина-

[1] C. M. Saeger a. A. J. Krynitzky, ibidem.
[2] A. Courty, ibidem.

ково хорошо заполнить данную форму любым сплавом, если имеется возможность свободно варьировать температуры литья. Последнее известно каждому литейщику.

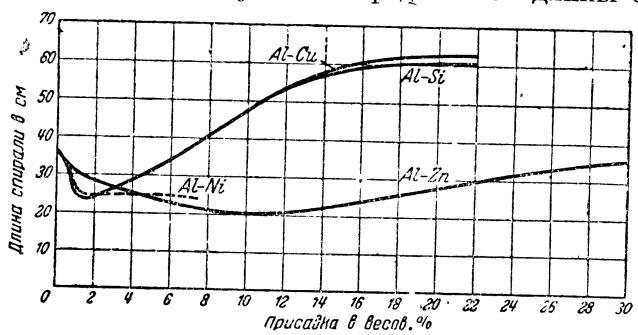
89. Способность различных сплавов к заполнению формы

Для какого-либо данного сплава существенным недостатком является, если он должен отливаться при более высокой температуре, чем сплав, конкурирующий с ним. Чем выше температура литья, тем хуже оказываются механические свойства и тем сильнее вредное для



Фиг. 217 и 218. Способность к заполнению формы у сплавов Bi-Sn и Pb-Sn при одинаковой температуре литья (По Гийэ и Портевену).

сплава поглощение газов и образование шлаков. Мерилом этого литейного свойства могла бы быть, следовательно, та температура литья, которая необходима для получения определенной длины спирали.



Фиг. 219. Способность к заполнению формы у различных алюминиевых сплавов при одинаковой температуре литья (по Курти).

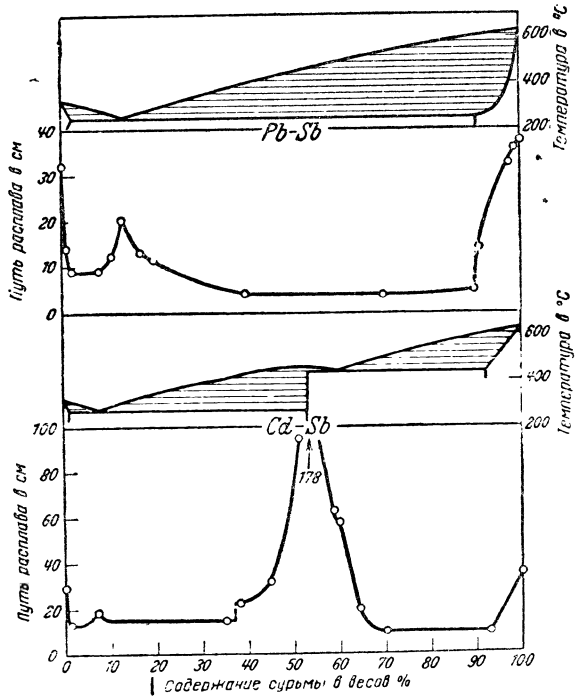
Наоборот, опыты литья при постоянной температуре (фиг. 217 и 218) не дают по Портевену сравнимых данных[1]. В основном они показывают лишь, что способность заполнять форму тем больше, чем

[1] L. Guillet et A. Portevin, C. R. Acad. Sci., v. 183, Paris 1926, p. 634—636; A. Portevin et P. Bastien, C. R. Acad. Sci., v. 194, Paris 1932, p. 850—853.

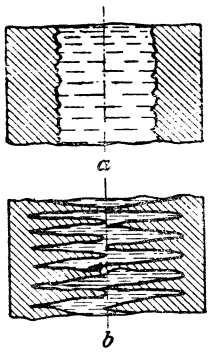
ниже температура затвердевания данного сплава. Однако уже по данным Курти[1] (фиг. 219) видно, что характер сплава также оказывает свое влияние.

Сравнимый материал получают лишь при условии, если температуру литья поддерживают одинаково высокой по отношению к температуре начала затвердевания. Под этим следует понимать, конечно, начало затвердевания основной массы материала, оставляя без внимания влияние небольших примесей.

При одинаковом перегреве, как мы условились выше, сплавы обнаруживают по Портевену в зависимости от их характера совершенно различные коэфициенты, характеризующие способность заполнять форму (фиг. 220 и 221). Чистые металлы и эвтектические сплавы, затвердевающие при постоянной температуре, текут в форме значительно лучше, чем сплавы промежуточных составов. Особенно хороша способность заполнять форму у промежуточных кристаллических фаз (интерметаллические фазы), которые, однако, не имеют практического значения.



Фиг. 220 и 221. Способность к заполнению формы у сплавов Pb-Sb и Cd-Sb при одинаковом перегреве (по Портевену и Бастьену).



Фиг. 222. Схема затвердевания в сечении a — материала с постоянной температурой затвердевания, b — материала с большим интервалом затвердевания.

Последнее связано, вероятно, с тем, что они затвердевают преимущественно в виде более компактных кристаллографических форм в противоположность чистым металлам, затвердевающим в форме разветвленных дендритов (ср. раздел 13).

Добавки к чистым металлам понижают их способность к заполнению формы (фиг. 220 и 221), поскольку они увеличивают интервал затвердевания. По достижении предельной растворимости сплавы в довольно значительной области концентраций ведут себя практически одинаково. Отклонения от эвтектического состава сказываются так же сильно, как и добавки к чистым металлам.

[1] Courty, ibidem.

Эта своеобразная зависимость от характера сплава находит себе объяснение в различных типах затвердевания. Металлы и сплавы с постоянной температурой затвердевания образуют затвердевающую корку, равномерно утолщающуюся с течением времени (фиг. 222,*a*), и преграждают приток жидкого металла, лишь когда металл оказывается затвердевшим по всему сечению. При большем интервале затвердевания, напротив, образуются явно выраженные дендриты (фиг. 222, *b*), которые заполняют сечение, когда металл затвердел в большей своей части.

Какое влияние оказывают на способность сплава к заполнению формы другие факторы: теплопроводность, теплоемкость и плотность, пока еще неизвестно.

90. Влияние загрязнений

Значительное влияние на способность сплава к заполнению формы оказывает, повидимому, степень его чистоты. Из литейной практики известно, что расплав, загрязненный окислами или шлаками, «более вязок», чем расплав из свежего, тщательно выплавленного металла. Часто применение раскисляющих средств рекомендуется именно для того, чтобы сообщить расплаву лучшую текучесть.

Некоторые опыты с жидкотекучестью можно считать подтверждением этого взгляда. Так, способность заполнять форму у меди улучшается после раскисления [1], у алюминия же ухудшается после перегрева [2], у медноцинковых сплавов не удалось установить различия в этом отношении между старым и свежим металлом [3].

Способность заполнять форму у магниевых сплавов ухудшается по данным Лозана, если они плавятся при доступе воздуха, и при этом особенно сильно, если литье их производится при сравнительно высоких температурах [4].

Во всяком случае вполне возможно, что инородные вещества в расплаве заметно затрудняют его текучесть, сообщая ему, таким образом, сравнительно большую вязкость. Подобным же образом могут действовать также металлические примеси, если они ведут к образованию тугоплавких кристаллических фаз, в особенности если эти последние склонны к образованию пористых или дендритных кристаллов, которые занимают большое пространство уже при сравнительно малом объеме.

С другой стороны, часто считают, что заполнение формы можно облегчить, вводя в сплав определенные добавки, например никель к бронзам [5].

91. Давление и доливка металла

Способность сплава к заполнению формы зависит, конечно, не только от его свойств, но также и от условий литья. Влияние температуры литья обсуждалось уже ранее. Известное значение имеют, как

---

[1] C. Curry, Trans. Amer. Foundrym. Ass., v. 35, 1927, p. 289; ср. Giesserei-Ztg., Bd. 26, 1929, S. 49—50.

[2] C. M. Saeger a. A. J. Krynitzky, Met. Ind., v. 40, London 1932, p. 171—174, 197—198.

[3] C. M. Saeger a. A. J. Krynitzky, ibidem.

[4] L. Losana, Alluminio, v. 1, 1932, p. 237—243.

[5] N. B. Pilling a. T. E. Kihlgren, Trans. Amer. Foundrym. Ass., v. 3, 1932, p. 289—309.

указывалось выше, также давление и дополнительная доливка расплава. Большие давления, применяемые, например, при шприцлитье, дают возможность заполнять тончайшие рисунки. Рельефные или врезанные рисунки резкой, отчетливой формы при обыкновенном литье удаются обычно лишь при условии, если в процессе всего затвердевания не прерывается связь с жидким металлом. Последний в соответствии с высотой уровня над отливкой оказывает известное давление и поступает в затвердевающую отливку, обеспечивая ее плотность. В противном случае поверхность отливки втягивается, особенно при применении сплавов с значительным интервалом затвердевания, или в ней образуются усадочные раковины, проникающие тонкими каналами до поверхности. Эти явления создают впечатление, что сплав обладает плохой способностью заполнять форму. В действительности это вызывается усадкой при затвердевании.

92. Вязкость

Довольно часто особое значение для процесса литья приписывалось коэфициенту вязкости сплава. Под этим понимают выраженное в определенных единицах сопротивление, которое жидкость оказывает своему движению. Вязкость измеряют временем истечения вещества из капилляра, временем падения шарика в жидкости и т. д. В случае металлов такие измерения представляют известные затруднения вследствие необходимости поддерживать при этом очень высокие температуры.

Вязкости металлов и сплавов посвящены многочисленные исследования[1]. Из них следует, что вязкость в общем колеблется в сравнительно узких пределах, что она медленно падает с повышением температуры (для олова, например, на 20% при повышении температуры с 300 до 500°), что она достигает часто максимума в области промежуточных кристаллических фаз.

Зависимости между коэфициентами вязкости и способностью заполнять форму поэтому установить не удается. Однако следует принять, что эти коэфициенты обычно так малы, что не могут иметь значения для течения жидкости. Очевидно, практически металлы текут, как жидкость, без трения, также через сравнительно узкие каналы.

93. Поверхностное натяжение

Другим физическим свойством, которому также часто приписывается известное влияние на процесс литья, является поверхностное натяжение. От величины его зависит смачиваемость металлом другого вещества, как это наблюдается в отношении воды к большинству веществ. Этому свойству также посвящен ряд исследований[2]. Для

[1] R. Arpi, Int. Z. Metallogr., Bd. 5, 1914, S. 142—168; M. Plüss, Z. f. anorg. Allg. Chem., Bd. 92, 1915, S. 1—44; F. Sauerwald, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 135, 1924, S. 155—164; F. Sauerwald u. K. Töpler, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 157, 1926, S. 117—137; A. Bienas u. F. Sauerwald, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 161, 1927, S. 51—75; D. Saito a. T. Matsukawa. Mem. Coll. Engng., v. 7, Kyoto 1932, p. 49—114.

[2] S. W. Smith, J. Inst. Met., v. 12, London 1914, p. 168—213; R. Hagness, J. Amer. Chem. Soc., v. 43, 1921, p. 1321; L. L. Bircumshaw, Philos. Mag., v. 2, 1926, p. 341; F. Sauerwald u. G. Draht, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 154, 1926, S. 79—92; G. Draht u. F. Sauerwald, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 162, 1927 S. 301—320; Y. Matuyama, Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 16, 1927, p. 555—562.

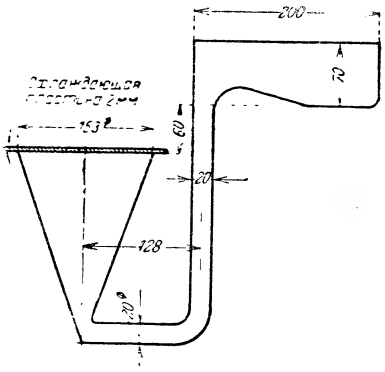
различных металлов поверхностное натяжение колеблется примерно в пределах 1—3, а для сплавов — между коэфициентами для чистых металлов.

Имеет ли значение поверхностное натяжение для процесса отливки и какое, неясно.

94. Пустоты, возникающие при затвердевании

Поведение сплава в отношении образования пористости в отливке также несомненно относится к литейным свойствам сплава. Основной задачей литейщика является получение отливки без усадочных раковин, утяжин, пузырей, трещин.

Склонность материала к образованию больших усадочных раковин особенно неприятно проявляется при кокильном литье и при сложных отливках в землю. Бороться с этим явлением способами, известными в литейной технике, удается часто лишь с большим трудом. Поэтому большая или меньшая склонность сплава к образованию усадочных раковин представляет иногда для литейщика большой интерес [1]. Образование усадочных раковин в материале зависит не от одной лишь величины усадки при затвердевании. Последняя дает лишь представление о предельной усадочности сплава. Наблюдаемая же степень этого явления часто бывает меньше, во-первых, потому, что газовые поры и местные неплотности обычно компенсируют известную часть усадки при затвердевании, а во-вторых, потому, что она может проявляться в виде открытых мелких усадочных раковин или утяжин на поверхности. О зависимости величины усадочной раковины от характера сплава уже говорилось в разделе 5. Исследования с алюминиево-медными сплавами [2] показали, что чистые металлы и эвтектические сплавы в общем, повидимому, более склонны к образованию усадочных раковин, чем сплавы с большим интервалом затвердевания. Из практики известно также, что с этим явлением можно бороться, изменяя химический состав. Поэтому к силумину при кокильном литье часто добавляют 5—10% Al.



Фиг. 223. Проба на усадочность сплава по Bureau of Standards (по Пивоварскому).

Все это указывает на необходимость изыскания способа, который позволил бы количественно выражать склонность сплава к образованию усадочных раковин. На этот счет имеется ряд предложений, которые в общем сводятся к установлению величины усадочной раковины в отливке сравнительно крупного размера при условии плохого питания ее. Так например, для чугуна наиболее подходящей в этом отношении является по Пивоварскому [3] отливка, показанная на

---

[1] Ср. W. Claus u. F. Goederitz, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 62—63.

[2] J. D. Edwards a. H. T. Gammon, Chem. Metallurg. Engng., v. 24, 1921, p. 338—340.

[3] E. Piwowarsky, Congr. Ass. Int. Essai Mat., Zürich 1931, 1, S. 15—17.

фиг. 223, так как она дает возможность наблюдать усадочную раковину, которая в этих условиях легко образуется внутри нее.

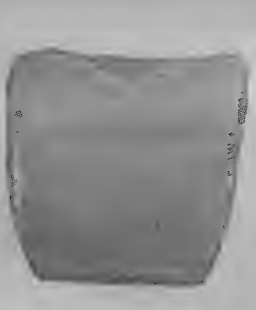
Насколько такие испытания характеризуют практическое поведение металла, пока еще не исследовано.

Способа определения склонности сплава к образованию усадочных рыхлостей до сих пор нет. Однако открытые мелкие усадочные раковины особенно часто обнаруживаются в больших плитах, толщиной в несколько миллиметров. Отливка таких плит могла бы быть пригодным методом испытания.

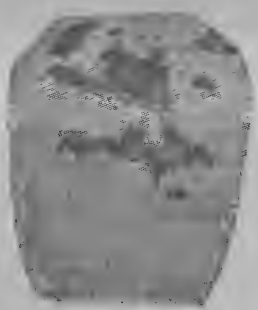
Утяжины на поверхности легко можно наблюдать по Шейеру [1] на плоских образцах размером около $5 \times 20 \times 100$ *мм*, отливаемых в кокиль сверху, которые могут служить и для определения склонности к трещинам (ср. фиг. 237 и 238). Для этих же целей пригодна также любая крупная отливка с небольшими литником и выпором (фиг. 227), в которой известный объем затвердевает без питания новыми порциями материала. Такую отливку можно применять и для определения склонности сплава к образованию усадочных раковин.

95. Определение содержания газа и наличия газовых пузырей в отливке

К числу литейных свойств относится также склонность сплава к поглощению газов. В общем сплав считается в этом отношении тем лучше, чем труднее он поглощает газы и чем меньше он их содержит. Однако в некоторых случаях образование газовых пузырей может быть даже желательным, например, когда устранение усадочной раковины и тому подобных неплотностей другими способами представляет слишком большие трудности.



Фиг. 224. Без газа.



Фиг. 225. С содержанием газа.

Фиг. 224 и 225. Поведение образцов алюминиевых сплавов при вакуумном испытании. $\times$ 1

Определение содержания газа путем газового анализа (ср. раздел 31) вряд ли может применяться при нормальных испытаниях, так как подобная методика слишком сложна. Для определения содержания газа вполне можно применять вакуумный метод испытания, о котором уже упоминалось в разделе 31 [2]. В этом случае расплав оставляют затвердевать в маленьком тигле под стеклянным колоколом, соединенным с вакуум-насосом. Затвердевший слиток оказывается более или менее вспученным в зависимости от содержания в нем газа (фиг. 224 и 225).

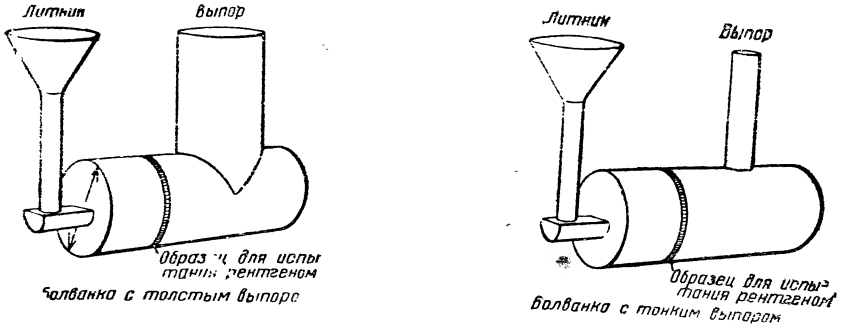
Практически нас интересует больше склонность сплава к образованию неплотностей в отливке, чем содержание в нем газа. Газовые же пузыри, как это установлено на ряде примеров, образуются лишь

[1] E. Scheuer. Metallwirtschaft. Bd. 10, 1931, S. 947—951.

[2] E. Scheuer, Metallwirtschaft. Bd. 10, 1931, S. 947—951; R. Sterner-Rainer, Z. f. Metallk., Bd. 23, 1931, S. 274—282.

в том случае, если содержание газа переходит определенную границу. Образование пузырей в сильной степени зависит также от условий плавки и литья [1]. Интересно далее, что количество и характер газовых пор даже в очень сходных сплавах могут быть совершенно различными в зависимости от условий.

Склонность к образованию пор у алюминиевых сплавов, особенно у силумина, на практике устанавливается часто путем отливки клиньев или снабженных заплечиками образцов [2] и путем излома или чистой обработки их в различных местах. Но особенно удачным методом испытания оказывается отливка двух слитков с различными выпорами (фиг. 226 и 227) [3]. Слиток с большим выпором обнаруживает пузыри лишь при очень высоком содержании газа (фиг. 228 и 230), поскольку он при этом все время испытывает давление атмосферного воздуха. При заливке необходимо пробивать тонкую затвердевающую корку на поверхности выпора, постоянно питая слиток новыми порциями



Фиг. 226 и 227. Образцы для испытания склонности сплавов к образованию газовых пузырей (по Шейеру).

жидкого металла. В слитке с узким выпором пузыри, наоборот, образуются гораздо легче (фиг. 229 и 231), так как выпор затвердевает, а газ, если он имеется в достаточном количестве, под влиянием образовавшегося в порах вакуума засасывается в них. Если количество газа незначительно, то в слитке образуется усадочная раковина или утяжина. Этот способ характеризует, таким образом, два крайних случая содержания газа в расплаве, что практически соответствует условиям производства.

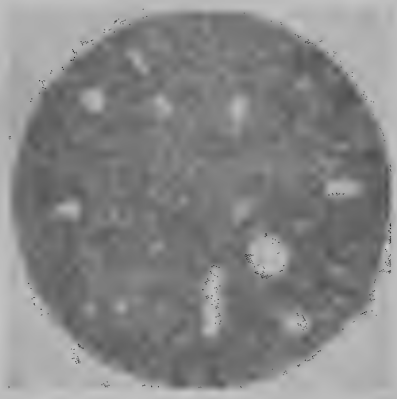
Определение пустот лучше всего удается при просвечивании рентгеновскими лучами (ср. фиг. 228—231). Метод этот часто является единственным для установления неплотностей в виде рыхлых зон или мелко разветвленных пор. Поверхность исследуемого изделия должна очень чисто обрабатываться перед просвечиванием. Несмотря на это наиболее мелкие пустоты ускользают от наблюдения, так как они замазываются при обработке. Еще труднее определять их в изломе, поскольку они плохо отличимы от кристаллических образований. Исследуемые сечения должны находиться вблизи мест, застывающих

[1] K. W. Bolton a. S. A. Weigand, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1929, p. 475—497.
[2] N. F. Budgen, J. Inst. Met., v. 42, London 1929, p. 119—140.
[3] E. Scheuer, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931. S. 947—951.

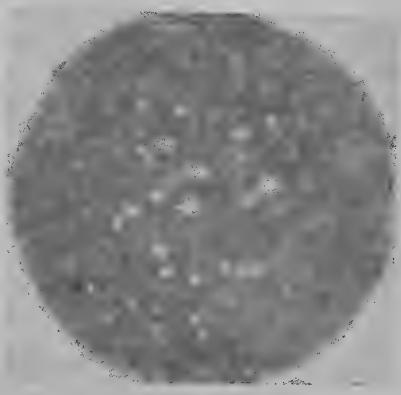
последними, у выпора или литника, как это показано на фиг. 226 и 227.

Образование газовых пор в различных алюминиевых сплавах подробно исследовано Бедженом[1].

У ряда исследованных им сплавов склонность к образованию пор увеличивается в такой последовательности: чистый алюминий, силу-

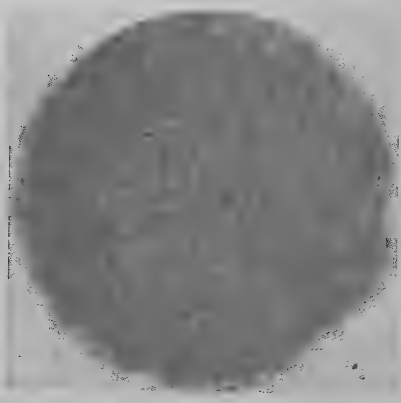


Фиг. 228. Образец с толстым выпором.



Фиг. 229. Образец с тонким выпором.
Силумин с большим количеством пузырей.

Фиг. 230. Образец с толстым выпором.



Фиг. 231 Образец с тонким выпором.
Плотный силумин.

Фиг. 228 и 231. Рентгеновские снимки дисков, вырезанных из слитка. × 1.

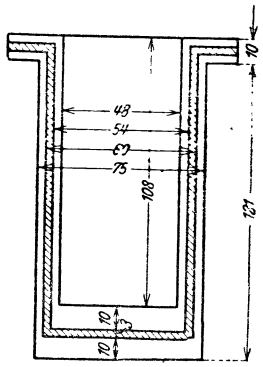
мин, немецкий сплав (4% Cu, 13% Zn), алюминиевомедные сплавы (8 и 12% Cu), сплав Y (4% Cu, 2% Ni, 1,5% Mg). Вторичный алюминий дает значительно большее количество газовых пор, чем хороший

[1] N. F. Budgen, ibidem.

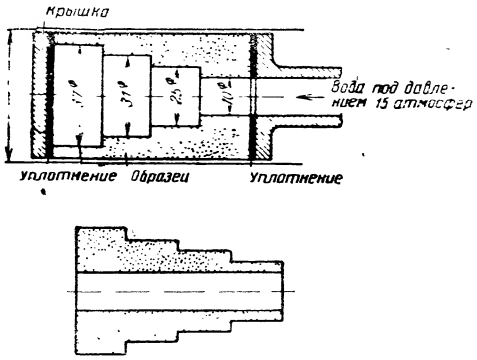
свежий металл. Высокие температуры усиливают образование пузырей; то же относится к медленному охлаждению.

96. Непроницаемость

Одним из неприятнейших последствий присутствия пустот в отливках является проницаемость их для воздуха или жидкостей под давлением. В подобных условиях довольно часто работают картеры моторов, арматура, химическая аппаратура и т. д. Правда, в большинстве случаев неплотность отливки является следствием наличия усадочных раковин, шлаковых включений и т. д., которые нужно отнести не столько за счет сплава, как такового, сколько за счет ошибок при литье. С другой стороны, широко известно, что как раз в отношении проницаемости для жидкостей различные сплавы ведут себя совершенно различно. Из алюминиевых сплавов силумин, например, значительно превосходит в этом смысле все остальные алюминиевые сплавы. Плотность, как уже подробно указывалось в разделе 33,



Фиг. 232. Образец для определения непроницаемости бронзового литья. Внешние контуры—отливка. Заштрихованная часть — образец (по Болтону и Вейганду).



Фиг. 233. Образец для определения непроницаемости красного литья по Клаусу и Гёке.

обычно сильно зависит от условий плавки литья.

Естественно, что во многих случаях возникает необходимость введения в практику простых испытаний, которые позволяли бы определять отношение различных сплавов в смысле непроницаемости их под давлением. На этот счет имеется ряд предложений, рассчитанных главным образом на применение к бронзе и красному литью.

Для таких испытаний рекомендуется, например, отливка цилиндрических стаканов (фиг. 232), которые обрабатываются до толщины стенки 3 *мм* и затем подвергаются давлению [1]. Неплотность отливки в этом случае при испытании воздухом может быть выражена численно. Однако обычно ограничиваются внешним осмотром.

С другой стороны, Рейтмейстер, например, рекомендует для этой цели изготовлять полое тело в виде фланца с диаметрами внутренним 7 и внешним 38 *мм* [2] из болванки толщиной 70 и длиной 300 *мм*.

[1] F. K. Bezzenberger a. R. A. Wilkins, Chem. metallurg. Engng., v. 22, 1930, p. 1031—1032; J. W. Bolton a. S. A. Weigand, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1929, p. 475—497.

[2] D. Reitmeister, Giesserei-Ztg., Bd. 23, 1926, S. 559—564, 592—596.

Если образец выдерживает испытание, то его обтачивают до диаметра 25 *мм*. Красное литье при отливке сверху в сухую землю оказывается пористым уже при диаметре 38 *мм*. При горизонтальном литье в сырой песок материал этот выдерживает испытание уже при диаметре 25 *мм*.

Для исследования как внешних, так и внутренних слоев металла Клаус и Геке [1] рекомендуют изготовлять специальные образцы из литых в землю болванок диаметром 40 *мм* (фиг. 233), сжимая их водой под давлением 15 *ат*. Если образцы оказываются плотными, то испытание повторяется на образцах, обтачиваемых снаружи или высверливаемых изнутри через каждый 0,2 *мм*, пока на поверхности не будет выступать вода. Если образцы с толщиной стенки 0,5 *мм* выдерживают такое испытание, то они считаются достаточно удовлетворяющими в этом смысле обычным техническим требованиям. Путем удаления неплотных участков и продолжения испытания можно также установить плотность в различных зонах образца. Из отдельных испытаний бронзы следует, что плотность этого материала сильно уменьшается от наружных слоев к внутренним. Наружные слои во всяком случае удовлетворяют предъявляемым требованиям. Внутренние зоны, наоборот, оказываются чаще всего довольно неплотными.

На практике обычно не имеются в виду такие большие сечения в тех случаях, когда речь идет о непроницаемости отливки. Однако заключение о тонких сечениях по результатам испытания толстых обычно недопустимо. Поэтому чаще всего удовлетворяются тем, что непосредственно испытывают на непроницаемость готовую отливку под давлением, превосходящим рабочее давление на 50—100%.

Вышеописанные испытания применяются главным образом для таких сплавов, как например, бронза и медноцинковые, которые обычно сильно склонны к пористости, особенно во внутренних зонах. В других сплавах, например алюминиевых, эта общая неплотность материала представляет обычно меньшую опасность по сравнению с той, которая вызывается шлаками в виде плен или местных рыхлот. В этом случае дефект должен сказаться скорее именно в тонкостенных участках, где шлак занимает большую часть сечения, а часто распространяется даже по всему такому сечению. Это явление, особенно часто наблюдаемое, естественно, в очень сложных отливках, очень трудно изучить в лабораторных условиях. Попытки подыскания методики испытаний для обнаружения этого вида дефектов до сих пор оставались безрезультатными.

Тамманн и Бредемейер рекомендуют также погружение образцов в окрашенную воду под давлением в 2500 *ат* [2]. Глубина проникновения воды, которая может быть определена постепенным снятием тонких слоев, может служить в этом случае мерилом для определения пористости образца.

Однако до сих пор, повидимому, любые испытания материала на плотность не дают еще возможности судить о качестве различных сплавов или достоинстве тех или иных методов плавки и литья в этом отношении.

---

[1] W. Claus u. H. Goeke, Giesserei, Bd. 16, 1929, S. 73—80, 98—105, 125—132, 153—160.

[2] G. Tammann u. H. Bredemeier, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 142, 1925, S. 54—60.

ТРЕЩИНЫ И НАПРЯЖЕНИЯ

97. Трещины в фасонном литье

К литейным свойствам сплава в первую очередь относится также склонность его к образованию трещин. Многие сплавы, которые в остальном обладают хорошими свойствами, оказываются непригодными вследствие сильной склонности к растрескиванию. Трещины при этом часто очень тонки или располагаются внутри отливки, будучи недоступными для их обнаружения, и проявляются лишь при применении отливки. Заделка трещин путем сварки также ненадежна, так как сплавы, легко дающие трещины при литье, ведут себя подобным же образом и при сварке, которая по существу представляет не что иное, как местный процесс литья.

Растрескивание фасонного литья — чрезвычайно частое явление при самых различных сплавах. В литературе мы встречаем многочисленные указания на затруднения, вызываемые этим явлением при литье монель-металла [1], стали [2] и особенно более хрупких материалов, как например, чугуна [3] и кремнистого железа.

Наиболее обстоятельно исследовано это явление лишь для литья из алюминия. При литье в землю трещины представляют основной источник брака. Склонность к растрескиванию выражена сильнее всего у алюминиевоцинковых сплавов, менее сильно у медноалюминиевых сплавов и еще слабее у некоторых сплавов алюминия, цинка и меди; кремневоалюминиевые сплавы почти не дают трещин [4]. Сильно склонны к растрескиванию также сплавы, выплавляемые из возврата, например сплавы типа алюминий-медь-цинк, значительно загрязненные железом, оловом и т. п. Трещины являются, далее, наиболее неприятным недостатком улучшаемых сплавов. В этом случае они возникают при термообработке [5]. Существуют ли эти трещины уже в литом материале или они возникают в результате снятия напряжений, не совсем ясно. В большинстве случаев наиболее вероятно первое. У алюминиевоцинковых сплавов наблюдается также самопроизвольное растрескивание при вылеживании отливки, которое вызывается, очевидно, явлением коррозии, подобно растрескиванию латуни [6].

Но особенно сильно выражено это явление при кокильном литье. Для большинства сплавов литье в кокиль удается лишь в том случае,

---

[1] R. J. Walker, Foundry, v. 55, 1927, p. 647—648; E. S. Wheeler, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 458—465.

[2] Krieger, Stahl u. Eisen, Bd. 38, 1918, S. 394. K. Singer, Giesserei, Bd. 49, 1928, S. 1225—1229.

[3] E. Heyn, Handbuch der Materialienkunde, Bd. 2, S. 353.

[4] R. J. Anderson, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 68, 1923, p. 833—860; E. H. Dix a. A. J. Lyon, J. Inst. Met., v. 32, London 1924, p. 27—40; R. S. Archer a. Z. Jeffries., Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, p. 35—64; S. L. Archbutt, K. D. Grogan a. J. W. Jenkin, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 219—237.

[5] E. H. Dix a. A. J. Lyon, ibidem; R. S. Archer a. Z. Jeffries, ibidem; G. Mortimer, Met. Ind., v. 32, London 1928, p. 593—596, 612—614; Foundry Trade J., v. 38, 1928, p. 431—432, 437, 458—460; W. C. Devereux, Foundry Trade J., v. 45, 1931, p. 331—335, 349—352; N. F. Budgen, The Heat Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys, London 1932, p. 213.

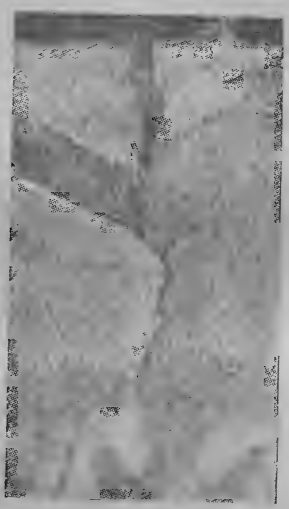
[6] R. Y. Anderson, The Metallurgy of Aluminium and Aluminium Alloys, New York 1925, p. 216; R. S. Archer a. Z. Jeffries, ibidem.

если отливка быстро извлекается из формы или по крайней мере тотчас же удаляются стержни, препятствующие усадке [1].

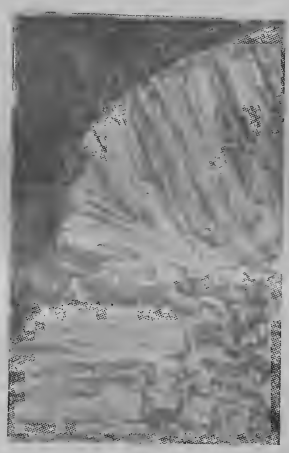
Во всяком случае происхождение этих трещин обязано усадке в твердом состоянии. Мы различаем при этом такие трещины, которые вызываются тепловыми напряжениями в процессе охлаждения, и такие, которые в дальнейшем возникают под действием остаточных напряжений в отливке, являющихся следствием неравномерного охлаждения.

98. Горячие трещины

С точки зрения характеристики материала целесообразнее отличать трещины, возникающие в горячем состоянии при очень высоких температурах, от холодных трещин, возникающих в процессе охлаждения или после него. При горячих трещинах на поверхности излома (фиг. 234) обнаруживают часто отделяющиеся друг от друга кристаллы, особенно в сплавах, которые состоят преимущественно из кристаллов твердого раствора. Создается впечатление, что в момент разрыва металл между кристаллами был жидким.



Фиг. 234. Усадочная трещина в отливке из немецкого сплава. Травлено NaOH. × 5



Фиг. 235. Горячий излом слитка из чистого алюминия. × 1

Причину образования трещин в горячем состоянии нужно искать в том, что при охлаждении уже затвердевшие части отливки стремятся сократиться. При этом они встречают сопротивление со стороны формы или, если это препятствие может быть устранено, как например, при кокильном литье, со стороны отдельных частей отливки, охлаждающихся с другой скоростью. Совершенно равномерное охлаждение отливки практически неосуществимо. Чем сложнее отливка, тем неравномернее обычно охлаждение. Усадка в таких случаях может, следовательно, происходить лишь частично и в разной степени в различных местах. Так как она, однако, не может быть ни остановлена, ни изменена каким-либо образом, то она должна быть компенсирована пластичностью сплава. Если же этот последний слишком хрупок, отливка растрескивается.

Следовательно, трещины в горячем состоянии происходят оттого, что подверженные растрескиванию сплавы непластичны при высоких температурах и особенно в том температурном интервале, когда в опасных в этом смысле участках металл был еще отчасти в жидком состоя-

[1] S. L. Archbutt, J. L. Morgan a. J. W. Jenkin, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 219—237.

нии. Эта так называемая горячеломкость — весьма известное явление. Оно свойственно не только сплавам. Большинство чистых металлов также дает трещины при температуре немного ниже их точки плавления, как это показано на фиг. 235 на примере алюминия [1]. Излом при этом идет всегда вдоль границ зерен.

В практике кокильного литья для предотвращения этого явления кокили держат горячими, возможно быстро извлекают стержни после литья, открывают формы, а также отбивают выпора и литники сразу же после литья.

Этим по крайней мере устраняются все внешние препятствия, которые мешают усадке. Удаление выпоров и литников указанным способом производится очень просто, так как отливка в это время находится еще в состоянии горячеломкости.

Однако многие сплавы даже при соблюдении всех мер предосторожности несвободны от этого недостатка. При сложном кокильном литье причина этого кроется, очевидно, в том, что в таких случаях время, необходимое для устранения внешних препятствий, слишком продолжительно или что достаточно уже внутренних препятствий, например различных сечений, чтобы вызвать горячий излом.

Другие сплавы, например силумин [2] и алюминиевая бронза [3], наоборот, совершенно нечувствительны даже к самому резкому охлаждению и никогда не дают трещин. Это относится обычно к сплавам с очень малым интервалом затвердевания.

99. Испытание на горячеломкость

Образование трещин в сплавах, связанное с их горячеломкостью, вызывает необходимость установления степени горячеломкости путем подходящего метода испытания. Так, образец оставляют, например, затвердевать в условиях, при которых он с момента начала сокращения в твердом состоянии несет определенную нагрузку [4]. В других случаях просто проводят испытания на удар при различных температурах [5].

Подобные испытания проводились Арчбуттом, Гроганом и Дженкином с образцами без запила размером $10 \times 10 \times 60$ *мм*, отлитыми в кокиль из различных алюминиевых сплавов. Результаты этих испытаний, иллюстрируемые фиг. 236, показывают, что все исследованные сплавы до определенного верхнего температурного предела выдерживают большую ударную нагрузку, будучи очень вязкими. Только при переходе за определенную для каждого сплава температуру, работа удара сильно падает, так как образцы становятся хрупкими. В этой области горячеломкости кривая работы удара для различных сплавов имеет

---

[1] W. Rosenhain a. D. Ewen, J. Inst. Met., v. 8, London 1912, p. 149—185; v. 10, 1913, p. 119—149; F. C. Nix u. E. Schmid, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 286—292.

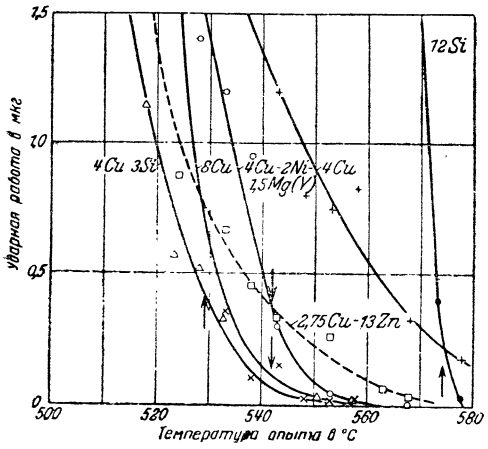
[2] S. L. Archbutt, J. D. Grogan a. J. W. Jenkin, J. Inst. Met., v, 40, London 1928, p. 219—237; J. Dornauf, Silumin-Kokillenguss, Metallges. A. G., Frankfurt 1932.

[3] H. Nix a. H. Whitaker, J. Inst. Met., v, 19, London 1918, p. 123—144; R. Genders, R. C. Reader a. V. T. S. Foster, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 187—218.

[4] A. B. Norton, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1914, p. 124.

[5] S. L. Archbutt, J. D. Grogan a. J. W. Jenkin, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 219—237; E. Scheuer, Schmelzschweissung, Bd. 9, 1930, S. 178—182.

весьма различную крутизну. Наконец, достигается температура, при которой сплав не оказывает более никакого сопротивления, так как он расплавляется. Эта точка обнаруживается на фиг. 236, однако, с большим трудом, так как большинство сплавов расплавляется в значительном интервале температур и вследствие этого работа удара при любой температуре между солидусом и ликвидусом хотя и очень мала, но все же заметна.



Фиг. 236. Падение ударной работы в области горячеломкости для различных алюминиевых сплавов. Начало плавления, установленное микроскопически (по опытам Арчбутта, Грогана и Дженкина).

Нижняя граница области горячеломкости выражена, таким образом, довольно резко. Верхнюю границу Арчбутт, Гроган и Дженкин пытаются определять путем микроскопического наблюдения начала расплавления. Эти температуры отмечены на фиг. 236 стрелками. Мы находим, таким образом, следующие значения температурного интервала горячеломкости для различных сплавов:

88% Al, 12% Si (силумин)	4°
92% Al, 4% Cu, 2% Ni, 1,5% Mg (сплав — Y)	13°
93% Al, 4% Cu, 3% Si,	14°
92% Al, 8% Cu.	16°

Для сплавов в 4% Cu и сплавов с 2,75% Cu и 13% Zn (немецкий сплав) микроскопический анализ не дает ясной картины.

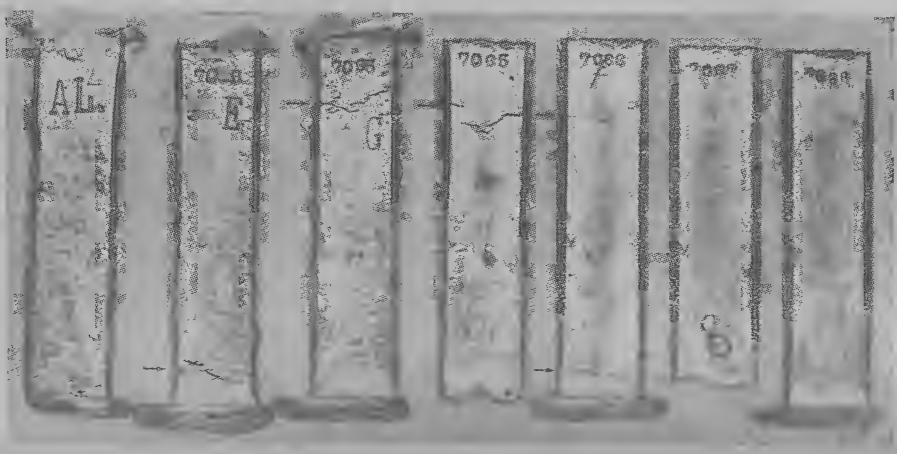
Такое определение верхней границы, правда, совершенно произвольно, потому что в действительности начинающаяся горячеломкость может вызываться уже самыми малыми количествами жидкой составляющей. Но начальная стадия расплавления, очевидно, ускользает от наблюдения. С другой стороны, горячий излом в отливке наступит лишь в том случае, если сопротивляемость материала ослаблена уже более значительно, т. е. когда расплавилось уже большее количество сплава. При этом мог бы оказать нам известную помощь микроскопический анализ. Таким образом значение результатов испытаний, приведенных на фиг. 236, не совсем ясно.

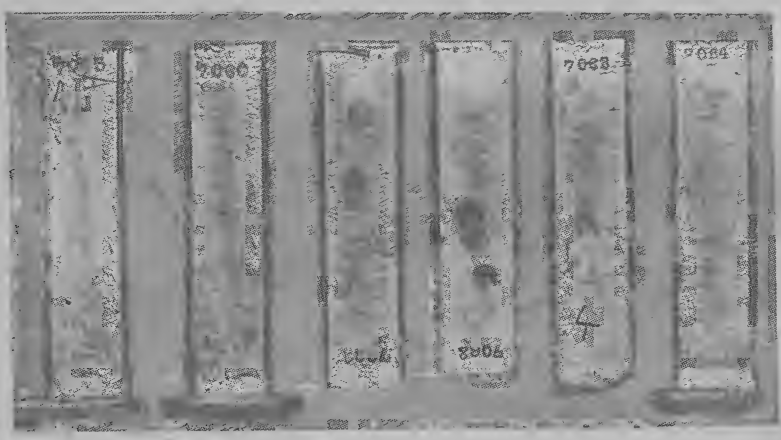
Однако они все же дают некоторое объяснение различной склонности сплавов к образованию трещин при кокильном литье. Установлено, что силумин вообще не дает трещин, затем следуют почти равноценные в этом отношении сплав Y и сплав с 4% Cu и 3% Si. Американский сплав оказывается уже гораздо более чувствительным; из сплава же 4% Cu вообще не удается получать годных отливок.

100. Склонность к образованию трещин и характер затвердевания сплавов

Из предыдущего ясно, что существует известная связь между склонностью сплава к образованию трещин и характером его затвердевания. Это становится еще яснее при рассмотрении фиг. 237 и 238, на

которых показаны отлитые в кокиль образцы из двух сплавов[1]. Как алюминиевомедные, так и алюминиевоцинковые сплавы дают трещины уже при литье плоских образцов вследствие того сопротивления, которое оказывает изложница, особенно в верхней части слитка, если состав этих сплавов колеблется в известных пределах. Нижний предел по составу очень близок к чистому алюминию. Добавки к алюминию меди или цинка в количестве уже около 1% вызывают образование трещин





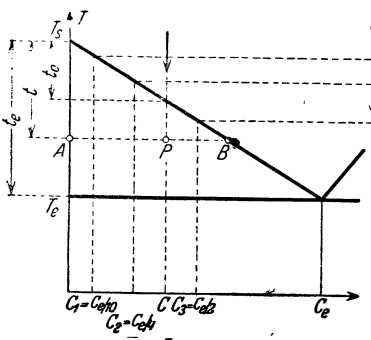
Фиг. 237 и 238. Усадочные трещины в кокильных образцах из алюминиевоцинковых и алюминиевомедных сплавов.

в образцах, причем это явление в указанном случае выражено особенно резко, что обнаруживается по появлению многих трещин по длине бруска. При более высоких концентрациях опасность образования

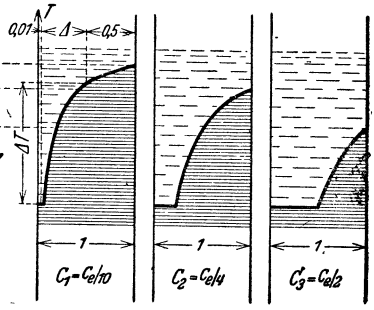
[1] E. Scheuer, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 947—951.

трещин снова уменьшается и при сплавах с содержанием меди от 8% и выше и цинка от 50% и выше при этих опытах трещин не образуется.

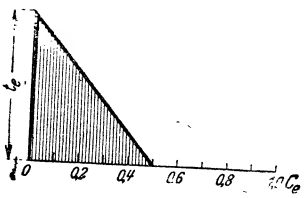
Это явление станет более понятным, если для простоты мы рассмотрим его на примере чисто эвтектической системы (фиг. 239) и попытаемся, пользуясь этим примером, уточнить наше представление о горячеломком состоянии материала. Склонными к горячеломкости будут только те твердо-жидкие смеси, в которых соотношение обеих частей находится в определенных пределах. Нижний предел содержания жидкой части несомненно очень мал, так как известно, что уже малейшие количества жидкой составляющей, например серы в никелевых сплавах,[1] свинца в золоте[2] и т. д. (ср. раздел 46), могут сделать материал горячеломким; за этот предел примем, простоты ради, 1%.



Фиг. 239



Фиг. 240.



Фиг. 241.

Фиг. 239. К вопросу о вычислении количеств жидкой и твердой фаз в процессе затвердевания для сплавов эвтектической системы.

Фиг. 240. Количество жидкой и твердой фазы в различных сплавах эвтектической системы в процессе затвердевания.

Фиг. 241. Температурная область „кашеобразного" состояния в сплавах эвтектической системы, одновременно склонность к образованию горячих трещин в зависимости от концентрации.

Верхнюю границу мы получим тогда, когда смесь практически целиком станет жидкой, иными словами, когда доля твердой составляющей станет так мала, что движение расплава уже не будет сколько-нибудь затруднено. Это будет иметь место, когда количество твердой фазы составит примерно 50%. Максимальную склонность к растрескиванию следует ожидать от того сплава, в котором кашеобразное состояние захватывает наибольшую область и наблюдается в наибольших интервалах времени и температуры. Величину этой области и температурного интервала мы можем получить из диаграммы на фиг. 239 следующим образом: сплав с концентрацией c достигает ликвидуса на расстоянии t_0 от температуры плавления. На расстоянии t сплав состоит по закону рычага из количества $\frac{PB}{AB}$ твердых кристаллов и $\frac{AP}{AB}$ жидкости.

[1] E. S. Wheeler, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1930, p. 458—465.

[2] L. Nowack, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 238—244.

У линии солидуса, принятой, простоты ради, за прямую, доля жидкости x по фиг. 239 выражается:

$$x = \frac{AP}{AB} = \frac{t_0}{t} = \frac{c}{t} \cdot \frac{t_e}{c_e}.$$

Это отношение справедливо вплоть до эвтектической температуры $t = t_e$, при которой сплав затвердевает нацело.

На фиг. 240 графически изображено полученное таким способом отношение между жидкой и твердой фазами для различных концентраций и для интересующего нас интервала температур. Так как в отливке температура меняется в зависимости от места, то эта фигура дает нам в то же время схему пространственного распределения твердой и жидкой фаз.

Величину температурного интервала Δt для кашеобразного состояния и количество жидкой фазы Δ в пределах между 0,01 до 0,5 (1,0—50%) мы легко можем теперь видеть и даже вычислить для каждой концентрации по фиг. 240. Мы получаем зависимость от концентрации, представленную на фиг. 241. Фиг. 241 показывает, что кашеобразное состояние уже при очень малых концентрациях захватывает большую область, которая с увеличением концентрации постепенно становится все меньше и соответственно нашему предположению при 50% эвтектики исчезает совсем. Наибольшую склонность к трещинам можно, очевидно, ожидать между очень малыми концентрациями и приблизительно 25% эвтектики, что полностью соответствует результатам опытов (фиг. 237 и 238) над сплавами алюминий-медь и алюминий-цинк. Теоретически для таких не чисто эвтектических систем определенная нами вышеизложенным способом наибольшая склонность к растрескиванию передвигается к более высоким концентрациям, что можно доказать аналогичными рассуждениями, пользуясь соответствующей диаграммой. Практически часто и в такой системе вследствие неполной диффузии уже при очень малых концентрациях образуется эвтектика (ср. раздел 20), благодаря чему все явления становятся очень похожими на явления, протекающие в чисто эктектической системе.

101. Предупреждение горячих трещин

Как это явствует из предыдущих глав, горячие трещины всегда появляются там, где затвердевание запаздывает по отношению к другим частям отливки. Следовательно, это происходит в наиболее массивных местах отливки. В этом смысле особенно опасны также внезапные переходы от тонких поперечных сечений к толстым, так как в этих местах сплав долго сохраняет жидкое состояние и вместе с тем отливка имеет здесь малое поперечное сечение. Там, где это возможно, нужно поэтому избегать внезапных переходов в поперечных сечениях.

Чтобы избежать горячих трещин при литье в землю необходимо принять соответствующие меры прежде всего при самой формовке[1]. Так, для сплавов, склонных к образованию таких трещин, стержни должны делаться по возможности более рыхлыми. Далее в местах толстых сечений необходимо устанавливать холодильники, чтобы по

[1] R. J. Anderson, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 68, 1923, p. 833—860.

возможности уравнять затвердевание в этих местах с затвердеванием в местах тонких сечений. Полезно также устройство больших выпоров над толстыми сечениями вместо применения холодильников, которые часто нежелательны. Подобное мероприятие задерживает переход расплава в кашеобразное состояние и обеспечивает питание опасных сечений жидким металлом до тех пор, пока тонкие сечения охладятся настолько, что опасность появления трещин исчезнет.

При кокильном литье легких металлов кокили должны разбираться возможно быстро. Применение горячих кокилей также уменьшает опасность растрескивания. Однако изготовление более сложных кокильных отливок возможно не из всех сплавов. Некоторые сплавы с хорошими механическими свойствами совершенно непригодны для литья в кокиль; для этого нужно изменить их состав, так как в противном случае брак будет слишком велик (ср. раздел 99).

Склонность к образованию трещин может быть значительно уменьшена также некоторыми добавками. Например для алюминиевых сплавов с 4—5% Cu достаточно 2—3% Si, для американского или немецкого сплава — 0,8—1,2% Fe [1].

102. Усадка

Необходимым условием для образования трещин является (как уже неоднократно указывалось) усадка материала в твердом состоянии. Очевидно, это явление при прочих равных условиях будет выражено тем более значительно, чем сильнее сжатие материала при температурах ниже области горячеломкости; тем более высокие требования предъявляются в таком случае к материалу в отношении его пластичности.

Однако более точного определения усадки в твердом состоянии и ее связи с образованием трещин до сих пор не производилось. Тем не менее некоторые данные, о которых будет сказано ниже, указывают, повидимому, что различия между разными материалами в этом отношении не столь существенны, чтобы их следовало учитывать при обсуждении вопроса об образовании трещин. Усадка свойственна в одинаковой мере всем материалам. Только в тех случаях, если имеются превращения в твердом состоянии, последние могут сопровождаться увеличением объема, которое почти компенсирует в определенном температурном интервале собственно усадку в горячем состоянии. Подобное явление свойственно, очевидно, при известных обстоятельствах чугуну [2]. Однако классическим примером в этом отношении являются железоникелевые сплавы с 36% Ni [3] (сплав инвар).

Ранее, однако, большое значение приписывалось тому суммарному изменению в объеме и самом состоянии материала, которое он претерпевает при переходе из горячего жидкого в холодное твердое состояние. Поэтому в литературе указываются по примеру Кипа [4] и Тернера [5] различные методы определения этой усадки и приводятся результаты

---

[1] N. F. Budgen, **The Heat Treatment of Aluminium and its Alloys**, London 1932, p. 191, 193.

[2] T. Turner, J. Inst. Met., v. **26**, London 1921, p. 5—43; P. Bardenheuer u. C. Ebbefeld, Stahl. u. Eisen. Bd. 45, 1925, S. 825—834, 1622—1027.

[3] C. Benedicks u. P. Sederholm, Arkiv Mat., Bd. 13, 1925, S. 1—6; Z. f. Metallk., Bd. 17, 1925, S. 270.

[4] Ср. N. J. Keep, J. Iron Steel Inst., v. 48, 1924, p. 255.

[5] Ср. T. Turner, J. Inst. Met., v. 26, London 1921, p. 5—43,

многочисленных измерений на различных материалах[1]. Весь процесс усадки можно проследить, пользуясь установкой, в которой жидкий металл заливается между двумя отметками, причем расстояние их друг от друга измеряется очень чувствительным прибором. Одновременно же измеряется температура. Интересно, что кривые усадки, установленные таким образом, обнаруживают обычно расширение в процессе затвердевания, которое по Зауэрвальду[2] тем больше, чем шире интервал затвердевания соответствующего сплава.

Для практических целей обычно необходимо знать лишь общую усадку или коэфициент усадки. Последний указывает, какой должен быть дан припуск к модели против размеров отливки, чтобы последняя получила в холодном состоянии правильные размеры. Для установления коэфициента усадки достаточна отливка горизонтального образца. При литье в землю его длина в жидком состоянии может быть отмечена двумя поперечными пластинками. Разница между длиной холодного образца и длиной его в жидком состоянии, выраженная в процентах, составит коэфициент усадки.

Физическое значение этого коэфициента не совсем ясно. Совершенно неправильно часто высказываемое мнение, что коэфициент усадки равен сумме всех усадок материала, т. е. в основном сумме усадки при затвердевании и усадки в твердом состоянии. По данным Хонда и Кикучи[3] (табл. 9) коэфициент усадки для чистых металлов

Таблица 9

Усадка и термическое расширение некоторых материалов (по Хонда и Кикучи)

Материал	Коэфициент усадки %	Термическое расширение[4] %
Алюминий	2,06	1,79
Цинк	1,23	1,28
Свинец	0,90	0,99
Висмут	0,22	0,36
Сурьма	0,58	0,69

практически часто равен коэфициенту термического сжатия между точкой плавления и комнатной температурой. Имеются, однако, различные указания, противоречащие этому положению, в особенности то обстоятельство, что при литье в кокиль и землю получаются разные коэфициенты усадки[5].

---

[1] Ср. F. Wüst, Metallurgie, Bd. 6, 1909, S. 769—792; F. Johnson a. W. G. Jones, J. Inst. Met., v. 28, London 1922, p. 299—326; C. J. Smith, Proc., Roy. Soc., v. 115, London 1927, p. 772; F. Sauerwald, E. Nowak u. H. Juretzek, Z. f. Physik, Bd. 45, 1927, S. 650—662; F. Sauerwald, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929; S. 293—296; F. Boehm u. F. Sauerwald, Giesserei, Bd. 35, 1930, S. 841—849; K. Honda a. R. Kikuchi, Sci. Rep. Tôhoku Univ., v. 21, 1932, p. 575—584.

[2] F. Sauerwald, ibidem.

[3] K. Honda a. R. Kikuchi, ibidem.

[4] Между точкой плавления и комнатной температурой.

[5] O. Bauer u. R. Beck, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., Bd. 41, 1923, S. 12—15.

Коэфициент усадки для сплавов (как уже указывалось) обычно меньше. Следовательно, в этом случае при затвердевании происходит расширение сплава. Это явление уже подробно рассматривалось в связи с ликвацией в слитках в разделе 23. Там указывалось также, что для чистых металлов и сплавов, затвердевающих при постоянной температуре, подобное расширение не имеет места; напротив, явление это резко выражено в промежуточных сплавах, лежащих примерно посередине между сплавами, затвердевающими при постоянной температуре. В соответствии с этим кривые изменения коэфициента усадки в ряде сплавов отражают их диаграммы состояний [1].

Незначительные примеси (1—2%) в некоторых случаях по опытам Бауэра и Цункера [2] сильно понижают коэфициент усадки, например у цинка приблизительно до $^2/_3$ его первоначального значения. Такими примесями являются кадмий, магний и олово. Другие примеси, как медь, железо, свинец, действуют гораздо слабее.

Что касается численных значений коэфициента усадки для различных веществ, то здесь данные довольно сильно расходятся между собой. Последнее связано с тем, что на коэфициент усадки в известной мере влияет способ литья, форма образцов и т. д. При практическом применении указываемых значений следует учесть еще и то, что в случае сравнительно сложных отливок, в особенности при кокильном литье, действительная усадка будет почти всегда меньше вследствие сопротивления со стороны формы. Так как это происходит ввиду расширения материала, то усадка в различных частях отливки может быть довольно различной. Так, если установленные на образцах коэфициенты усадки для тугоплавких металлов составляют приблизительно 2%, то для сложных кокильных отливок их следует принимать иногда равными примерно лишь 0,5%.

103. Трещины вследствие напряжений и литейные напряжения

В противоположность горячим трещинам, которые связаны с кашеобразным состоянием металла в период затвердевания, (когда он не в состоянии сопротивляться механическим воздействиям) трещины вследствие напряжений, или холодные трещины, возникают потому, что материал не в состоянии выдерживать напряжений, появляющихся в отливке в процессе охлаждения. Этот вид трещин наблюдается поэтому только в сплавах, хрупких при низких температурах. Обычно всякий материал после полного затвердевания настолько пластичен при высоких температурах, что напряжения в нем не могут сохраняться продолжительное время, и отливка следует всем изменениям формы, вызванным температурным состоянием. Только ниже определенной температурной границы каждый сплав становится настолько прочным, что напряжения не могут более выравниваться. Поэтому если неравномерное охлаждение вызывает в каком-либо месте отливки расширение,

---

[1] T. Turner a. M. T. Murray. J. Inst. Met., v. 2, London 1909, p. 98—150; F. Johnson a. W. G. Jones. J. Inst. Met., v. 28, London 1922, p. 299—326; O. Bauer u. W. Heidenhain, Z. f. Metallk. Bd. 16, 1924 S. 221—228.

[2] O. Bauer u. P. Zunker, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., Sonderheft 17, 1931, S. 24—34.

приближающееся к величине удлинения при разрыве, то отливка трескается.

Вследствие этого растрескивание является особенно частым явлением для сплавов с большой областью хрупкости, например для высококремнистых кислотоупорных чугунов (термисилид). Вообще все сплавы, в которых наблюдаются трещины вследствие напряжений, например чугун и алюминиевый сплав Y [1], являются сравнительно хрупкими материалами.

Даже в тех случаях, когда трещины вовсе не появляются, во время охлаждения возникают термические напряжения, которые сохраняются в отливке и после полного охлаждения. Эти внутренние напряжения могут потом также приводить к образованию трещин вследствие добавочных напряжений, возникающих при механической или термической обработке, при работе изделия или же вследствие коррозионных влияний. Подобное явление происходит, повидимому, с алюминиевыми сплавами, содержащими цинк [2].

Правда, остающиеся напряжения могут быть столь незначительными, что трещин не образуется вообще. Однако и в этом случае они могут вызывать довольно нежелательное явление коробления изделий при их механической или термической обработке.

В целях устранения трещин и самих напряжений в отливке применяются частично те же самые мероприятия при конструировании и в технике литья, как и для устранения горячих трещин. Больших различий в сечениях, а также резких переходов необходимо избегать. Охлаждение должно быть по возможности равномерным, для чего в местах толстых сечений устанавливают холодильники. Устройство больших выпоров способствует, правда, уплотнению особенно опасных мест. Однако это не увеличивает температурных различий в отливке. Такая мера не может, следовательно, полностью заменить вышеперечисленные. Необходимо стремиться к возможно более равномерному охлаждению и после затвердевания, что может достигаться хотя бы путем установки отлитых изделий в нагретых ямах или оставлении их в формах, плохо проводящих тепло. Напряжения могут устраняться дополнительно также путем осторожного нагревания до температур, соответствующих приблизительно температурам рекристаллизации основной составляющей. После такого нагрева охлаждение должно быть медленным, так как в противном случае легко могут возникать новые, вредные напряжения в отливке.

104. Определение литейных напряжений

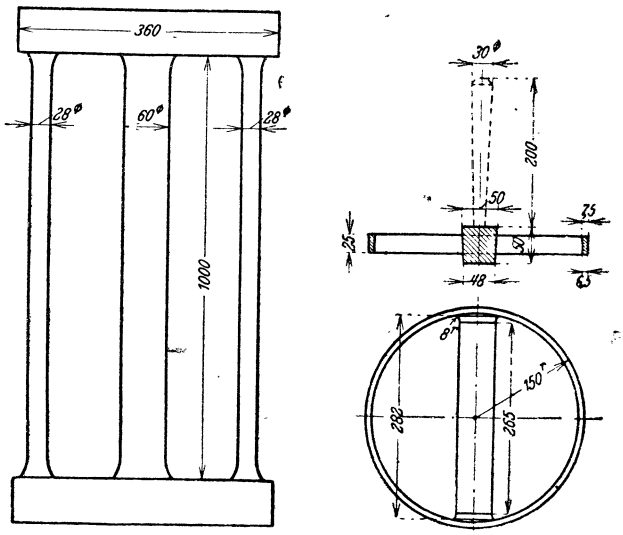
Для определения склонности материала к образованию трещин и наличия напряжений в нем при литье из чугуна и стали принято обычно отливать рамы специальной формы, как показано на фиг. 242 и 243 [3]. Если на них нет трещин, то по возникающей при прорезании такой рамы деформации можно сделать заключение о величине напряжений. С помощью таких испытаний удалось показать, что внутренние напряжения в чугуне могут быть снижены при добавке кремния [4] и что

[1] N. F. Budgen, The Heat Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys, London 1932, p. 213.
[2] R. J. Anderson, The Metallurgy of Aluminium, New-York 1925. p. 216.
[3] E. Piwowarsky, Congr. Ass. Int. Essai Mat., Zürich 1931, p. 15—37.
[4] Banse, Diss., Berlin 1917; Stahl u. Eisen, Bd. 39, 1919, S. 313—316.

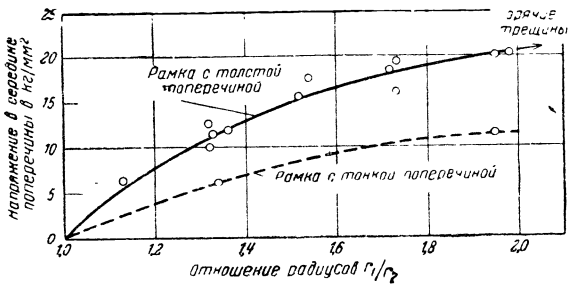
в перлитовом литье напряжения гораздо меньше, чем в обычном сером чугуне [1]

Влияние соотношения сечений в раме, подобно изображенной на фиг. 242, на величину напряжений и склонность к растрескиванию чугуна исследовано Штейгером [2]. Соответственно фиг. 244 внутренние напряжения сильно возрастают с увеличением соотношения сечений, пока, наконец, не наступает растрескивание.

В отношении цветных металлов имеется лишь несколько исследований Андерсона и Эльдриджа над бронзовыми кругами [3], в которых им удалось установить напряжения порядка всего 2,5 *кг/мм²*.



Фиг. 242 и 243. Различные решетки для определения наличия напряжений и склонности к растрескиванию (по Пивоварскому).



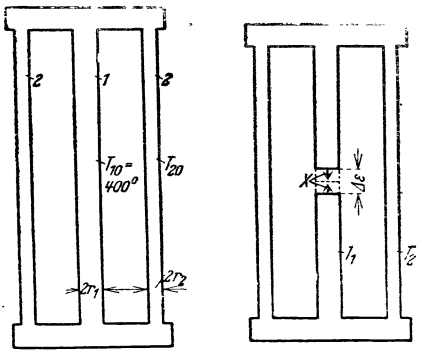
Фиг. 244. Литейные напряжения в чугунной раме (по Штейгеру).

105. Вычисление термических и остаточных напряжений в отливке

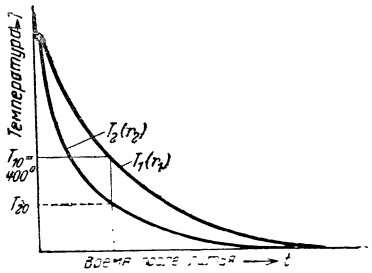
Природа образования трещин вследствие внутренних напряжений долгое время оставалась неясной. Только Гейну [4] и его последователю Штейгеру [5] удалось объяснить процессы, происходящие внутри от-

[1] G. Meyersberg, Z. VDI, Bd. 71, 1927, S. 1427.
[2] R. Steiger, Diss., Zürich 1913; ср. Stahl u. Eisen, Bd. 33, 1913, S. 1442.
[3] R. J. Anderson a. E. M. Eldridge, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 69, 1925, p. 991—1012.
[4] E. Heyn, Handbuch der Materialienkunde, Bd. 1, Aufl. 2. S. 331; Stahl u. Eisen, Bd. 27, 1907, S. 1309—1315. 1347—1353.
[5] R. v. Steiger, Diss., Zürich 1913; ср. Stahl u. Eisen, Bd. 33, 1913, S. 1442.

ливки во время затвердевания. Однако действительное вычисление удалось провести пока лишь для простейшего случая: для рамы из трех стержней, применяющейся также для исследования склонности материала к образованию трещин. Излагаемые ниже соображения справедливы не только для литейных напряжений, но и для прочих напряжений, вызываемых температурными изменениями в материале, т. е. также и для напряжений, возникающих в результате быстрого охлаждения и закалки при термообработке. На основании опытов Штейгер устанавливал сначала изменение температуры в образцах различной толщины и различного сечения. В раме, изображенной на



Фиг. 245. Схематическое изображение сжатия в стержнях чугунной рамы в процессе охлаждения и действие разрезания среднего бруска.



Фиг. 246. Схематическое изображение температурных различий при охлаждении чугунных стержней различной толщины.

фиг. 245, более толстый стержень *1* остывает медленнее, как это схематически показано на фиг. 246, чем более тонкие стержни *2*. Таким образом при одинаковой температуре литья и одинаковой конечной температуре стержней между стержнями *1* и *2* длительное время существует температурный градиент T_2—T_1.

Стержни стремятся принять соответствующую их температуре длину. Это может произойти, однако, лишь в том случае, если они свободны. Но так как в раме они связаны в одно целое, то они займут некоторую среднюю длину. Штейгер принимает далее, опять-таки на основании опытов, что чугун выше 400° настолько пластичен, что поддается уже малейшим напряжениям. Действительное сопротивление и упругое удлинение должны поэтому обнаруживаться в чугуне лишь в том случае, если температура опускается ниже 400°. До тех пор, следовательно, пока в раме хоть одно место нагрето выше 400°, в ней не возникает никаких напряжений. Только когда все ее части, т. е. толстые стержни, достигают этой температуры, рама внезапно приобретает жесткость. Тонкие стержни в это время уже достигли температуры T_{20}.

Отливка при этом приходит в то состояние, которое интересует нас главным образом. Охлаждение отдельных частей происходит далее соответственно фиг. 245. Изменению температуры толстого стержня с $T_{10} = 400°$ до T_1 соответствует, однако, другое термическое расширение, чем одновременному изменению температуры тонкого стержня с T_{20} до T_2. Разность термических расширений приблизительно соответствует для всех температур выражению:

$$\Delta\varepsilon = \alpha\,[(T_{20} - T_2) - (T_{10} - T_1)]\,l,$$

где α — средний коэфициент линейного расширения. Если бы стержни рамы не были связаны, то расширение их следовало бы этому закону. Будучи, однако, связанными, они должны получить какую-то общую среднюю длину. Это создает напряжение в стержнях. Вычисление величин этих напряжений является задачей механики статически неопределенных систем. Задача эта решается таким образом, что внешние стержни представляют разрезанными так, что они расходятся на величину $\Delta\varepsilon$ и прилагают к ним силы X. Последние вызывают всюду упругие деформации. Если эти силы таковы, что зазоры уничтожаются, то тем самым напряжения в раме становятся определенными.

Из этих рассуждений следует, что, с одной стороны, напряжения велики, если велико $\Delta\varepsilon$, т. е. когда стержни очень различны по толщине. С другой стороны, величина этих напряжений зависит также от того, может ли рама упруго деформироваться или она, наоборот, жестка. Чем жестче рама, тем большие напряжения должны быть приложены, чтобы уничтожить зазор $\Delta\varepsilon$.

Штейгер отливал ряд рам со стержнями различной (r_1 и r_2) толщины и поперечинами, разрезал толстый стержень и измерял зазор $\Delta\varepsilon$. Измеренная разница усадок точно соответствовала вычисленной по разности температур. Она сильно увеличивается с увеличением отношения радиусов r_1/r_2. Если это последнее слишком велико, то стержни растрескиваются, причем тонкие стержни трескаются уже при высоких температурах. Очевидно, их пластичность при этих температурах все же недостаточно велика, чтобы компенсировать сжатие вследствие быстрого охлаждения.

Напряжения, вызванные сжатием, были больше всего в данных опытах в поперечинах возле толстого стержня. В предельном случае ($r_1/r_2 \approx 2$) они достигали 20 *кг/мм*² (см. фиг. 244), т. е. были приблизительно равны сопротивлению разрыва чугуна. При тонких поперечинах, т. е. в более податливой решетке, напряжения оказываются значительно меньшими.

Чтобы избежать сильных внутренних напряжений, необходимо, исходя из вышеприведенных соображений, охлаждать отливку настолько медленно, чтобы все части ее постоянно находились при приблизительно одинаковой температуре. Это распространяется также и на случай охлаждения после отжига.

УСЛОВИЯ ЛИТЬЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

106. Влияние способа подвода металла в форму при литье в землю

Достаточно хорошие литейные свойства какого-нибудь сплава являются необходимым условием для удовлетворительной работы с ним. Если это условие выполнено, то целью литья в большинстве случаев является получение высоких механических свойств изделия. Для этого необходимо совершенно ясно представлять себе, какие механические свойства получает интересующий нас сплав при различных условиях литья.

Но именно в этом отношении вопрос до сих пор остается совершенно неясным даже для важнейших широко применяемых сплавов. Все же постановка таких исследований, которые позволяли бы извлечь

из материала все, что он в состоянии дать, становится все более необходимой.

Обычно под условиями литья понимают только те факторы, которые влияют на скорость затвердевания, как-то: температура литья, материал формы и толщина образца. Во многих же случаях гораздо более важным является способ, каким осуществляется подвод жидкого металла в форму и в каком положении она заливается. Даже при обычном литье в сырую землю способ подвода металла по Портевену может, как это показано на ряде примеров на фиг. 247, оказывать очень сильное влияние на механические свойства (табл. 10) [1].

Таблица 10

Влияние способа литья на механические свойства бронзы с 10% Sn, 2% Zn (по Портевену)

Способ литья	Сопротивление разрыву *кг/мм²*	Удлинение %
А	17,7	4,5
Б	20,7	8
В	25,6	15
Г	24,7	15
Д	23,7	19
Е	19,4	6,5
(Ж)	(30,6)	(29)

(с применением холодильников)

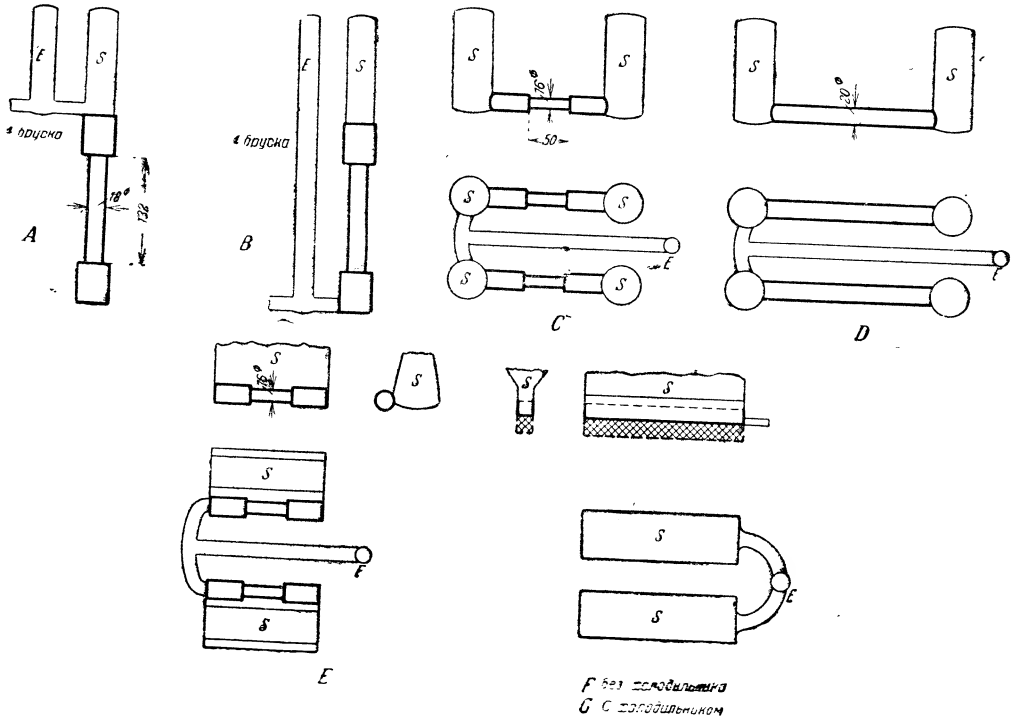
Исследования бронзы с содержанием 10% Sn показали, что максимальные механические свойства этот сплав получает только в том случае, если образец отливается в горизонтальном положении и оба конца его снабжены выпорами или литниками большего чем образец сечения. Только при таком литье образец до конца затвердевания может постоянно соответственно с происходящей усадкой питаться жидким металлом из литников и выпоров, в которых он дольше всего остается горячим. При этом в значительной мере устраняется пористость, вредно сказывающаяся на механических свойствах. Если, наоборот, затвердевшие первыми части образца прерывают сообщение с жидким металлом выпора остальных частей, затвердевающих медленнее, то во многих сплавах механические свойства снижаются вследствие образования усадочных пустот [2]. Устройство холодильников в соответствующих местах (фиг. 247, *G*) позволяет значительно улучшить механические свойства сплава. Однако этот метод при литье образцов в землю допустим лишь в том случае, когда он особо оговорен, так как такие условия обычно не отвечают действительным условиям литья.

---

[1] A. Portevin, J. Inst. Met., v. 48, London 1932, p. 296—303.

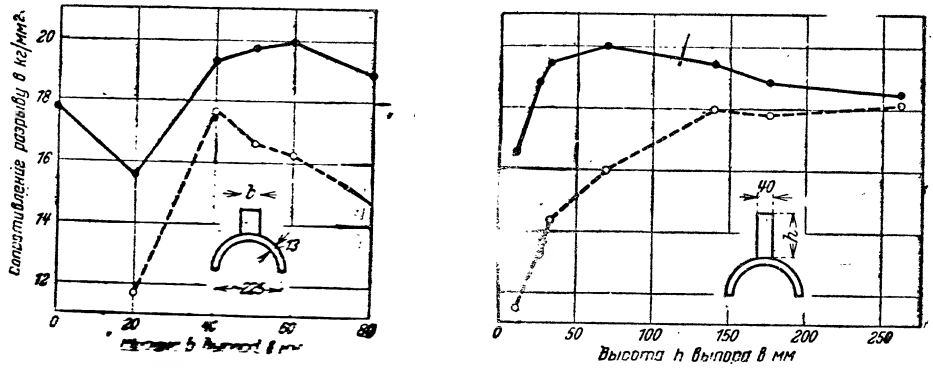
[2] Ср. T. D. Stay, E. M. Gingerich a. H. J. Rowe, Trans. Amer. Foundrym. Ass., v. 38, 1930, p. 65—91.

Обстоятельные исследования влияния формы выпора на прочность в применении к простым отливкам из электрона проведены



Фиг. 247. Формы образцов при различных условиях литья (по Портевену).

Шрайбером и Менкингом [1]. При отливке в полуцилиндрическую форму, заливаемую снизу, выпор, находящийся над отливкой



Фиг. 248 и 249. Влияние формы выпора на прочность образцов из подшипниковых баббитов, изготовленных из электрона.

Фиг. 248. — Общая средняя (14 образцов).

Фиг. 249. — Кривые из двух образцов под выпором (по Шрейберу и Менкингу).

(фиг. 248 и 249), должен иметь определенные размеры, чтобы производить благоприятное действие. Если он очень узок или очень низок,

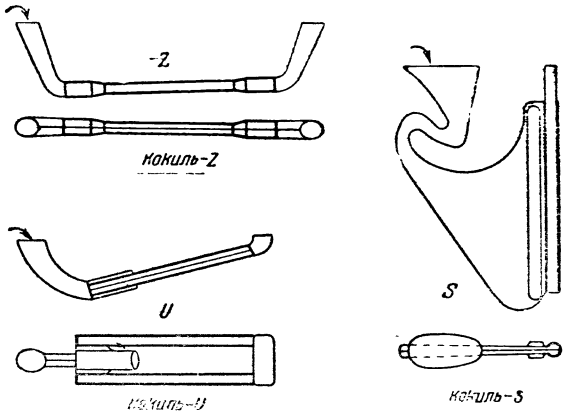
[1] G. Schreiber u. H. Menking. Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 297—302.

то это вызывает пористость в смежных с ним участках, вследствие чего прочность соответственно уменьшается и становится неравномерной. Если он слишком широк, то результат оказывается отрицательным по тем же причинам. Высота выпора при соответствующей ширине также не должна быть слишком велика, так как это только замедляет затвердевание, что опять-таки связано с уменьшением прочности, хотя и в небольшой степени. Аналогичные исследования в применении к алюминиевым сплавам при литье в землю, повидимому, отсутствуют. Обычно считают, что алюминий не столь чувствителен к условиям литья, как красное литье и бронза. Насколько, однако, это мнение правильно в отношении всех алюминиевых сплавов, является вопросом будущих исследований. Описываемые в следующем разделе результаты опытов, проведенных с различными кокилями, заставляют предполагать, что чувствительность отдельных сплавов к условиям подвода металла весьма различна.

Например, в случае бронзы (как следует из вышеописанных опытов) лучше удаются образцы, отлитые в горизонтальном положении, а в случае чугуна — образцы, отлитые в вертикальном положении [1]. Возможно ли такое общее утверждение, — вопрос, нуждающийся еще в серьезном исследовании.

107. Влияние способа подвода металла в форму при кокильном литье

Испытания, подобные описанным выше для бронз при литье в землю, были сделаны также над алюминиевыми сплавами при кокильном литье [2]. При этом оказалось, что чувствительность различных сплавов к условиям подвода металла очень различна. Необходимо, чтобы та часть образца, которая подвергается испытанию, постоянно питалась жидким металлом в процесс затвердевания. Из всех изображенных на фиг. 250 кокилей только форма S удовлетворяет этому условию. Как показывает, однако, табл. 12, для многих сплавов, к которым предъявляются высокие требования в отношении прочности, удлинения и сопротивления усталости, подводящий канал должен простираться по всей длине образца и быть толще его по сечению [3]. Из всех исследованных сплавов это больше всего касается, судя по табл. 11, сплава, выплавляемого из скрапа и сходного по составу



Фиг. 250. Образцы для кокильного литья с различными подводящими каналами.

[1] K. L. Zeyen, Giesserei, Bd. 18, 1931, S. 177—180; Kruppsche Mh., Bd. 12, 1931, S. 57—62.

[2] G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.

[3] W. C. Devereux, Foundry Trade J., v. 45, 1931, p. 331—335, 349—352; G. Sachs, ibidem.

Таблица 11

Влияние условий литья на механические свойства алюминиевых сплавов

Сплав	Обработка при литье / Температура литья	Диаметр образца, *мм*	Материал формы	Температура формы °C	Число опытов	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, *кг/мм²*	Сопротивление разрыву σ_B, *кг/мм²*	Удлинение δ_{10}, %	Твердость HB, *кг/мм²*	Предел усталости при изгибе σ_D, *кг/мм²*	Примечание
Чистый алюминий (99,7% Al)		12	Земля	—	2	1,8	7,5	21	19	—	
			Z	200	2	2,0	8,1	23	17	—	
Силумин (13% Si)	Утративший модификацию, литой 700°		Земля	—	4	7,3	14,8	2,1	—	—	Обработанный хлорсодержащими веществами
			Z	200	5	8,4	16,8	2,0	61	—	
	Немодифицированный, литой 700°	12	Земля	—	12	7,6	14,5	1,8	55	4,5	
			S	200	4	7,9	16,6	2,4	61	—	
			U	450	2	—	17,2	4,5	55	—	
			U	200	4	8,9	18,6	2,9	63	8,5	
			Z	450	2	7,8	15,8	2,5	54	—	
			Z	200	12	9,5	20,1	2,9	65	9,5	
	Модифицированный 0,01% Na при 780—800°, отлитый при 700°	12	Земля	—	46	8,8	19,1	5,5	59	4,8	
			S	200	2	9,2	21,8	6,9	64	6,5	
			U	450	2	—	20,8	6,6	62	—	
			U	200	4	11,1	22,3	4,5	64	7,5	
			Z	450	2	8,5	20,6	7,0	58	—	
			Z	200	20	13,1	25,5	4,2	73	(8,5)	
Силумин с медью (12% Si. 0,8% Cu. 0,3% Mn)	Немодифицированный 700°	12	Z	450	1	9,1	17,6	2,1	61	—	
			Z	450a	1	10,0	17,8	1,7	71	—	
			Z	200	1	9,9	21,3	2,3	66	—	
	Модифицированный 780°, 700°	12	Земля	—	11	9,3	19,6	3,7	63	5,5	
			Z	450	2	10,3	23,5	5,0	66	—	
				450a	3	11,7	25,9	4,7	77	—	
				200	2	10,6	21,7	3,8	67	—	
Силумин (12% Si. 0,3% Mg. 0,5% Mn)	Модифицированный 780°, 700°	12	Земля	—	7	10,4	18,2	2,3	62	6,5	Кокиль, сходный с Z
			Z	450	2	10,0	19,6	3,0	64	—	
				450a	1	15,5	23,2	1,6	80	—	
				200	4	13,8	23,5	1,8	80	—	
				200a	2	14,3	26,2	2,7	83	—	
		25	Земля	—	—	9,0	15,7	2,0	60	6,0	
		30	—	450a	2	12,8	23,0	1,9	—	—	
				200	3	10,1	19,5	2,9	76	—	
				200a	2	12,4	20,6	2,2	—	—	

Продолжение

Сплав	Обработка при литье / Температура литья	Диаметр образца, *мм*	Материал формы	Температура формы °C	Число опытов	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, *кг/мм²*	Сопротивление разрыву σ_B, *кг/мм²*	Удлинение δ_{10}, %	Твердость H_B, *кг/мм²*	Предел усталости при изгибе σ_D, *кг/мм²*	Примечание
γ-силумин отпущенный (150°,24 часа)	Модифицированный 780°, 700°	12	Земля	—	4	14,6	21,2	1,5	75	6,5	
			Z	450	2	15,4	22,6	2,4	77	—	
				450a	4	24,5	28,9	1,2	105	—	
				200	4	20,2	28,6	1,3	102	—	
				200a	3	20,7	28,2	1,5	98	—	
		25	Земля	—	2	11,4	17,4	1,0	71	(5,5)	Кокиль, сходный с Z
		30	—	450	1	11,8	17,2	1,7	—	—	
				450a	2	19,5	25,4	0,8	—	—	
				200	2	12,5	21,6	2,6	—	—	
γ-силумин улучшенный (закаленный в холодной воде с 515° и отпущенный при 150°, 24 часа)	Модифицированный 780°, 700°	12	Земля	—	12	24,7	27,8	0,9	97	9	
			S	200	—	—	—	—	—	10,5	
			Z	450	2	25,8	31,3	1,5	109	—	
				450a	4	26,4	29,8	1,1	102	—	
				200	6	27,7	31,8	1,0	110	(~12)	
				200a	4	27,1	32,6	1,6	105	—	
		25	Земля	—	12	21,0	22,5	0,5	91	—	Кокиль сходный с Z
		30	Z	450	2	27,3	28,9	1,0	—	—	
				200	2	27,0	30,1	1,1	—	—	
				200a	1	—	28,3	0,8	—	—	
Американский сплав (92% Al, 8% Cu)	700°, 740—750°	12	Земля	—	—	8,0	12,7	1,2	62	6	
			S	500	2	8,5	21,0	5,3	70	—	
				200	1	7,8	15,3	2,5	64	—	
			U	500	4	—	16,6	2,7	69	—	
				200	6	8,0	17,7	3,4	69	8,5	
Немецкий сплав (88% Al, 10% Zn, 2% Cu)	700°, 900°	12	Земля	—	—	6,9	16,3	6,5	56	4,5	
			S	200	2	7,0	17,0	8,2	58	—	
			U	200	3	7,4	12,8	3,5	61	—	
Сплав из скрапа (Schrott-Legierung) (87% Al, 3,3% Zn, 6,6% Cu, 1,2% Si, 0.94% Fe, 0.13% Pb, 0.18% Ni, 0.15% Sn, 0.21% Mn)	700—850°	12	S	200	2	11,5	20,6	2,2	74	~7	
			U	500	3	10,4	15,9	1,5	71	—	
				200	6	10,1	16,0	1,5	68	—	
				500	4	—	13,5	1,3	67	—	
			Z	200	2	—	16,5	0,6	84	>5	

Продолжение

Сплав	Обработка при литье / Температура литья	Диаметр образца, *мм*	Материал формы	Температура формы °С	Число опытов	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, *кг/мм²*	Сопротивление разрыву σ_B, *кг/мм²*	Удлинение δ_{10}, %	Твердость H_B, *кг/мм²*	Предел усталости при изгибе σ_D, *кг/мм²*	Примечание
RR 50 (1,2% Cu, 1,3% Ni, 0,1% Mg, 0,18% Ti, 1,1% Fe, 2,2% Si) (отпущенный при 170°, 2 часа)		15,2	Земля	—	—	15,7	20,1	3,0	76	7	По Девере кокиль Z′ соответствует гладкому образцу, отлитому, в наклонном положении под углом в 30°, кокиль S′ соответствует горизонтально отлитому образцу с выпором по всей длине
		25,4	S′	—	—	15,7	25,4	6,5	83	—	
		25,4	Z′	—	—	12,6	21,4	4,5	80	—	
RR 53 (2,2% Cu, 1,3% Ni, 1,6% Mg, 0,08% Ti, 1,4% Fe, 1,2% Si) (закаленный в холодной воде с 530° после 2-часового нагрева, отпущенный при 170°, 2 часа)		15,2	Земля	—	—	27,5	28,9	1,0	134	—	
		25,4	S′	—	—	36,1	39,7	2,5	148	—	
		25,4	Z′	—	—	31,1	35,0	1,0	140	10,5	
Сплав Y (4% Cu, 2,0% Ni, 1,5% Mg) (закаленный в кипящей воде с 525° после 2-часового нагрева, естественно состаренный, 5 дней)		15,2	Земля	—	—	22,0	24,3	0,5	121	—	Предел текучести при деформации 0,1%
		25,4	S′	—	—	19,5	29,8	2,5	114	—	
		25,4	Z′	—	—	19,6	31,4	3,0	110	11	

а обозначает, что образец был закален в холодной воде после затвердевания.

с немецким сплавом и сплавом RR. Для других сплавов, в особенности для всех сортов силумина, затвердевающего эвтектически, способ подвода металла, наоборот, может быть совершенно произвольным. К числу таких сплавов относится, повидимому, также американский сплав.

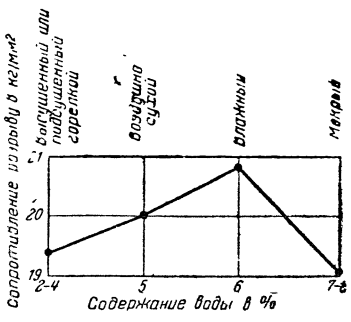
Свойства подобных сплавов определяются главным образом температурными условиями. Особенно хорошо это удается обнаружить по твердости и пределу текучести, на которых сравнительно мало сказываются условия подвода металла. Влияние условий затвердевания и охлаждения (см. табл. 11) на свойства кокильного литья будет рассмотрено подробно в дальнейшем.

Плотность сплава Y и вместе с тем его механические свойства по данным Розенгайна, Арчбутта и Уэльса [1] уменьшаются, повидимому, с усилением охлаждающего действия кокиля. По этим данным образцы толщиной 25 *мм*, отлитые в кокиль с площадью поперечного сечения, превышающей в семь раз площадь сечения образца, получают плохие и неравномерные свойства, в то время как образцы, отливаемые в кокиль, превышающий образец по площади поперечного сечения лишь в три раза, всегда получают максимальные механические свойства.

108. Влияние способа литья

В дальнейшем мы ограничимся сравнением свойств, достигаемых при различных способах литья при благоприятных условиях, поскольку известно, что механические свойства кокильного литья вследствие быстрого затвердевания обычно получаются лучшими по сравнению с литьем в землю.

В соответствии с этим Клаус и Гедеритц [2] обнаружили, что прочность и твердость немецкого и американского сплавов при литье в сухую землю получаются на 15—25% ниже, чем при литье в сырую землю. Это зависит от того, что отвод тепла в первом случае на 30% ниже, чем в случае сырой земли с содержанием воды в 10% [3]. Прочность электрона по опытам Шрейбера и Менкинга (фиг. 251) вначале также возрастает с повышением содержания влаги в земле [4]. Однако при очень влажной земле прочность снова падает, очевидно, вследствие неблагоприятного действия водяного пара или малой проницаемости формы для воздуха.



Фиг. 251. Влияние влажности формы на прочность электрона (по Шрейберу и Менкингу).

Удлинение, наоборот, мало зависит от метода литья, как это видно из табл. 11, и во всех случаях остается приблизительно одинаковым при прочих равных условиях. Все же кокильное литье, по крайней мере для алюминиевых сплавов, обычно плотнее литья в землю.

---

[1] W. Rosnhain, S. L. Archbutt a. S. A. E. Wells, J. Inst. Met., v. 29, London 1923, p. 191—216.

[2] W. Claus u. F. Goederitz, Giesserei-Ztg., Bd. 24, 1927, S. 516—520.

[3] F. Roll, Giesserei, Bd. 35, 1928, S. 860—862.

[4] G. Schreiber u. H. Menking, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 297—302.

В случае бронз неясно, можно ли вообще говорить о большей плотности кокильного литья. При этом ликвация и выделение газов очень усложняют условия литья. По некоторым опытам Дьюса бронза при литье в землю дает лучшие значения прочности и удлинения, если применяется сухая форма [1].

Утверждение, что кокильное литье при всех условиях дает лучшие механические свойства, чем литье в землю, вообще говоря, неправильно. Как видно из табл. 11, механические свойства чистых металлов, например алюминия, практически не зависят от способа литья. Кроме только того, что при кокильном литье получается более мелкое зерно, чистые металлы в остальном обладают всегда одинаковыми свойствами независимо от способа литья. Для многих сплавов различия в механических свойствах при литье в землю или кокиль также малы (в качестве нормального кокильного литья мы имеем в виду кокиль, подогретый до 200° (ср. табл. 11). Улучшение свойств других сплавов, достигаемое при кокильном литье, может быть, напротив, весьма значительным. О внутренней связи этих явлений будет сказано более подробно в следующем разделе.

Свойства, получаемые при центробежном литье труб и подобных изделий в металлические формы, примерно так же относятся к свойствам, получаемым при литье в землю, как и свойства кокильного литья. Внутренний, медленно затвердевающий и, следовательно, менее плотный слой в трубах, отливаемых центробежным способом, обычно удаляется, так что механические свойства изделия определяются в основном слоем, прилегающим к кокилю. Специальные латуни при центробежном литье достигают прочности приблизительно на 20% выше, чем при литье в землю, твердости — выше приблизительно на 15%, а также значительно большего удлинения, вероятно, вследствие большей плотности [2].

Механические свойства фасонных деталей, например подшипниковых вкладышей, получаются при центробежном литье также выше, чем при литье в землю.

Свойства шприцлитья едва ли можно сравнивать со свойствами кокильного литья, так как в первом случае речь идет обычно об очень тонкостенных изделиях, изготовление которых едва ли возможно при литье в кокиль и особенно в землю. Уже одно это объясняет, повидимому, тот факт, что сопротивление разрыву и твердость образцов, получаемых при шприцлитье, часто значительно выше, чем при литье в кокиль (ср. раздел 86). С другой стороны, удлинение при шприцлитье получается обычно гораздо меньше, так как это литье всегда содержит воздушные пузыри. Последние снижают, правда, также прочность, но лишь соответственно занимаемому им сечению [3], удлинение же снижается в гораздо большей степени вследствие эффекта надреза.

Структура литья получается обычно тем более мелкозернистой, чем быстрей происходит затвердевание, т. е. наиболее грубое зерно — при литье в сухую земляную форму, наиболее мелкое зерно — при шприцлитье.

---

[1] A. C. Dews. The Metallurgy of Bronze, London 1930, p. III.

[2] H. Simon. Z. f. Metallk., Bd. 21. 1929, S. 302—304; K. Hanzer, Mitt. Gutehoffnungshütte, Bd. 2, 1932 33. S. 90—94.

[3] L. Frommer, N. Kuntze u. G. Sachs, Z. VDI, Bd. 73, 1929, S. 1609—1612.

109. Влияние скорости затвердевания и охлаждения при кокильном литье

Как мы уже отметили в предыдущем разделе, различие в свойствах кокильного литья и литья в землю определяется характером сплавов. Они зависят кроме того и от условий литья.

Приведенные в табл. 11 результаты исследований влияния различных форм и температур кокиля, а также разных условий охлаждения после затвердевания на механические свойства различных силуминов позволяют нам несколько разобраться в довольно сложных явлениях, имеющих место при кокильном литье.

Свойства в литом состоянии простых веществ, например чистого алюминия, практически всегда одинаковы. Структура, правда, получается более или менее мелкозернистой в зависимости от условий охлаждения; но связанные с этим изменения свойств чистых металлов настолько незначительны, что они практически не играют роли.

Сравнительно простыми в рассматриваемом нами смысле материалами являются также модифицированный силумин и силумин с медью. Структура обоих сплавов при литье в землю и в кокиль очень сходна (см. фиг. 46—49) и различается главным образом только величиной кристаллов кремния, совершенно одинаковых при этом по своему характеру. Из табл. 11 видно, что предел текучести, твердость, сопротивление разрыву и предел усталости обоих сплавов увеличиваются с увеличением скорости затвердевания. Они, следовательно, получаются особенно высокими при литье в холодный кокиль Z, который (см. фиг. 250) имеет наиболее узкие подводящие каналы и производит поэтому наиболее сильное охлаждающее действие. Наоборот, свойства получаются особенно низкими и почти равными свойствам, получаемым при литье в землю, если отливать материал в горячий или менее быстро охлаждающий кокиль S (см. фиг. 250) с широким подводящим каналом. Более резкое охлаждение в твердом состоянии, достигаемое закалкой из горячего кокиля в холодной воде, оказывает в этом случае весьма небольшое влияние, так как свойства этих сплавов в твердом состоянии лишь незначительно изменяются при термообработке. Однако некоторый эффект закалки несомненно имеет место. Кроме того кокильное литье обычно можно путем отжига при высоких температурах (ср. фиг. 291) приблизить в отношении механических свойств к литью в землю в сыром или отожженном состоянии. Вполне возможно поэтому, что более высокие свойства закаленного с 450° силумина с медью объясняются сохранившимся действием охлаждения кокиля, которое в большей или меньшей степени утрачивается при более медленном охлаждении.

110. Влияние литья в кокиль на улучшаемые сплавы

Только что описанные явления, происходящие в твердом состоянии, оказывают решающее влияние на свойства кокильного литья из улучшаемых сплавов, как это показывает табл. 11 на примере силумина с магнием. Влияние их на свойства β-силумина в литом состоянии не поддается учету. При очень быстром охлаждении сохраняется пересыщенный твердый раствор, обладающий не очень большой твердостью, при умеренном охлаждении может произойти улучшение сплава, а при очень медленном охлаждении образец оказы-

вается достаточно отожженным. Как классифицировать по этой шкале охлаждение в каждом отдельном случае, остается совершенно неясным.

Яснее положение с «отпущенным γ-силумином». Эффект закалки в этом случае тем больше, чем быстрее было охлаждение в твердом состоянии. Таким образом в горячем кокиле (450°) охлаждение происходит настолько медленно, что едва достигаются свойства, характерные для литья в землю. С другой стороны, материал, закаленный из горячего кокиля (450°а), получает свойства, которые практически соответствуют свойствам γ-силумина, получившего полное улучшение.

В этом последнем сплаве различия свойств, обусловленные быстрым затвердеванием и охлаждением в твердом состоянии, происходившими с различной скоростью для различных мест отливки, в значительной мере уничтожаются последующим отжигом при 500°. Образцы, отливаемые в горячий кокиль, обнаруживают также несколько меньший предел текучести, чем образцы при литье в холодный кокиль.

111. Влияние литья в кокиль в отдельных случаях

Своеобразное явление наблюдается также при литье необлагораживаемого силумина. Как видно из табл. 12, холодный кокиль Z вызывает особенно большое повышение механических свойств по сравнению с литьем в землю. Этот силумин всегда содержит известное количество натрия, которое он получает в процессе электролиза. Если удалить натрий, причем сплав утрачивает способность к облагораживанию, продувкой, например, водяным паром или хлорсодержащими веществами, то действие кокиля сказывается гораздо слабее. Это действие, следовательно, можно рассматривать в известной мере как облагораживание натрием. Последнее вполне соответствует тому факту, что при кокильном литье силумин может обычно облагораживаться меньшими дозами натрия, чем при литье в землю.

Таких подробных исследований влияния кокиля на другие сплавы, кроме алюминиевых, повидимому, не проводилось. Однако и для них вполне возможно существование очень сложных явлений. Так, в отношении чугуна, например, хорошо известна роль кремния, как элемента, способствующего образованию графита[1]. В бронзах, красном литье и т. п. вопрос усложняется внутрикристаллической ликвацией, которая может приводить к возникновению твердых составляющих. Так как скорость затвердевания зависит не только от материала формы, но также от прочих условий литья, то анализ влияния и этих факторов (о котором будет речь в следующих разделах) может дать нам возможность сделать известные заключения о действии кокилей и холодильников.

112. Влияние формы образца

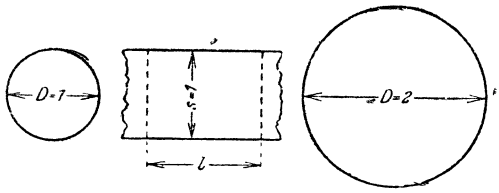
Для опытов обычно пользуются круглыми образцами, из-за их удобства, в то время как в практике литья имеют дело обычно с большими, в отношении толщины, поверхностями. Нас поэтому особенно интересует соотношение прочности в круглых и плоских образцах.

Однако на этот счет имеются лишь отдельные указания. Известны опыты Свифта с чугуном, по данным которого плоский образец тол-

[1] A. Heller, Giesserei, Bd. 18, 1931, S. 237—241.

щиной 12 *мм* обладает приблизительно той же прочностью, как круглый образец диаметром 25 *мм*[1]. Джиллет нашел также, что плоские образцы из американского сплава толщиной 6,3 и 10,2 *мм* обладают практически тем же сопротивлением разрыву, как и круглые образцы толщиной 12,7 и 19,1 *мм*[2]. Сопротивление разрыву (14—16 *кг/мм*^{2}) 10-*мм* планок, отливаемых как одно целое с картером авиамотора из силумина с медью, одинаково с сопротивлением разрыву отливаемых в тех же условиях круглых образцов толщиной 20—25 *мм*[3].

Можно, следовательно, установить, что плоский образец при равных условиях литья дает те же механические свойства, что и вдвое более толстый круглый образец. Это соотношение можно обосновать также и теоретически, поскольку отношение между объемом и поверхностью (фиг. 252), определяющее в основном условия отвода тепла, вдвое меньше у плиты, чем у круглого образца при равной толщине. Иначе говоря, оно одинаково для плиты и круглого образца с двойной по сравнению с ней толщиной. Это справедливо также для плоских образцов, так как узкие грани последних обычно обрабатываются при изготовлении образцов и влияние их распространяется лишь на небольшую ширину.



Фиг. 252. Отношение поверхности O к поперечному сечению F для плоского и круглого стержней.

$O=\pi\cdot 1$	$O=2l$	$O=\pi\cdot 2$
$F=\frac{\pi\cdot 1^2}{4}$	$F=l\cdot 1$	$F=\frac{\pi\cdot 2^2}{4}$
$\frac{O}{F}=4$	$\frac{O}{F}=2$	$\frac{O}{F}=2$

Для чугуна имеются также отдельные, но противоречивые указания относительно отношения прочностей в круглых и четырехгранных образцах[4].

Из сказанного выше следует, что при равной толщине нет основания ожидать большого различия в прочности образцов. Однако вполне возможно, что острые края могут сказаться отрицательно на механических свойствах. Имеются некоторые данные также о профилированных сечениях, из которых следует, что по сравнению с круглыми образцами последние обнаруживают относительно малые предел текучести и сопротивление разрыву[5].

113. Влияние толщины образца

Механические свойства литых образцов тем ниже, чем толще сечение отливки. На фиг. 253 это показано для сопротивления разрыву американского сплава[6], на фиг. 254 — для немецкого сплава[7]. Сопро-

[1] H. W. Swift, Foundry Trade J., v. 44, 1931, p. 263—266, 280.

[2] H. F. Gillet, ср. Circ. Bur. Stand., № 346, 1927, p. 153.

[3] G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120; ср. также S. Killmann, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 7, 1913, p. 362; Z. Jeffries, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 26, II, 1926, p. 346.

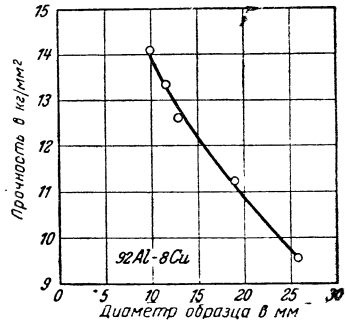
[4] P. Reusch, Stahl u. Eisen, Bd. 23, 1903, S. 1185—1191 C. Jüngst, Beitrag zur Untersuchung des Gusseisens, Düsseldorf 1913; F. C. Edwards, Foundry Trade J., v. 44, 1931, p. 207—210, 213.

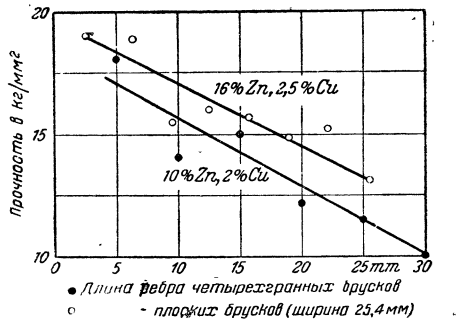
[5] H. Pinel, Giesserei, Bd. 12, 1925, S. 651—656.

[6] H. W. Gillet; ср. Circ. Bur. Stand., No. 346, 1927, p. 153.

[7] H. Souther; ср. Métallurgie, v. 8, 1911, p. 719; W. Claus u. T. S. Tsai, Giesserei, Bd. 15, 1928, S. 342—343; ср. Giesserei-Ztg., Bd. 25, 1928, S. 529—536.

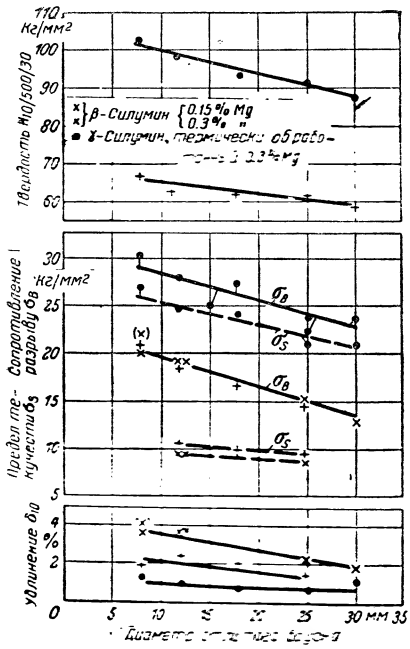
тивление разрыву по этим данным уменьшается при переходе от 5-*мм* стержней к стержням толщиной 20 *мм* примерно на 1/3. Испытания





Фиг. 253 и 254. Влияние толщины образца на прочность американского и немецкого сплавов.

β-силумина (с магнием) в литом состоянии показали, что на 30-*мм* образцах сопротивление разрыву получается равным примерно 2/3 значения сопротивления разрыву 8-*мм* образцов (фиг. 255) [1]. Различия в отношении твердости, предела текучести, а по табл. 11 также предела усталости, наоборот, меньше по крайней мере вдвое.



Фиг. 255. Влияние толщины образца на механические свойства β-силумина и γ-силумина.

Для улучшенного γ-силумина, сопротивление разрыву также уменьшается примерно всего лишь на 20%. То же можно сказать и в отношении предела текучести, тогда как для твердости падение еще меньше. Таким образом улучшенный γ-силумин обнаруживает несколько меньшую зависимость от толщины стенки, чем литье из других алюминиевых сплавов. Влияние кокиля также меньше в этом случае.

При кокильном литье механические свойства различных силуминов сравнительно мало зависят от толщины образцов (ср. табл. 11). Уменьшение прочности отпущенных β-силумина и γ-силумина при переходе от 12-*мм* образцов к образцам толщиной 30 *мм* составляет в среднем 15%, улучшенного γ-силумина — всего лишь 10%. В последнем случае предел текучести и твердость почти не зависят от толщины образца. В еще меньшей степени сказывается по Арнбутту, Грогану и Дженкину толщина образцов у других алюминиевых сплавов (ср. табл. 12) [1]. По их

[1] G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77. 1933. S. 115—120.

данным круглые образцы толщиной 7—25 *мм*, так же как плоские образцы, вырезанные из отливок толщиной 6—12 *мм*, дают практически одинаковые значения прочности. Отдельные выпады нужно отнести за счет литейных пороков.

Таблица 12

Механические свойства кокильного литья из различных алюминиевых сплавов (по Арчбутту, Грогану и Дженкину)

Сплав	Круглые образцы диаметром				Образцы из отливки [4]			
	7,2 *мм*[5]		14,1 *мм*[5]		25,4 *мм*[6]		6—12 *мм*	
	Сопротивление разрыву, *кг/мм²*	Удлинение на растетной длине 1″, %	Сопротивление разрыву, *кг/мм²*	Удлинение на растетной длине 2″, %	Сопротивление разрыву, *кг/мм²*	Удлинение на растетной длине 2″, %	Сопротивление разрыву, *кг/мм²*	Удлинение, %
96% Al, 4% Cu	7	—	7	—	16	12	16	10
92% Al, 8% Cu (американский сплав)	15	3—4	7	—	16	4	20	6
88% Al, 12% Si (модифицированный силумин)	21,5	10	21	10	22	12	18	7
93% Al, 4% Cu, 3% Si . . .	15	4—5	15	1,5—2	19	5	17	2
92% Al, 4% Cu, 2% Ni, 1,5% Mg (сплав Y литой)	22,5	1,5	22,5	1,5—2	22	2	21	3,5
Сплав Y термически обработанный	29	2	27	2	31,5	5	23,5	3

Зависимость механических свойств от толщины образца для чугуна очень различна, смотря по составу [2]. Для обыкновенного чугуна по данным Мак-Феррана падение прочности с увеличением диаметра образца очень велико (прочность пропорциональна корню квадратному из диаметра). Прочность образцов толщиной 100 *мм* составляет при этом обычно всего лишь 1/3 прочности 12-*мм* образцов. На прочности высококачественного чугуна с низким содержанием углерода и кремния, а также легированного никелем, это, однако, сказывается в значительно меньшей степени. На свойства ковкого чугуна [3]

[1] S. L. Archbutt, J. D. Grogan a. S. W. Jenkin, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 219—237.

[2] R. S. Mac-Pherran, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 29, 1929, p. 118—124; J. T. Mac-Kenzie, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 31, 1931, p. 160—166; F. P. Gilligan a. J. J. Curran, Iron Age, v. 129, 1932, p. 1106—1107, 1125; A. Heller. Giesserei, Bd. 18, 1931, S. 237—241; E. Piwowarsky u. E. Söhnchen, Giesserei, Bd. 18, 1931, S. 533—537; J. G. Pearce, Ass. Int. Congr. Essai Mat., Zürich 1931, p. 6—14; A. Koch, Diss., Aachen 1932.

[3] Y. G. Pearce, Proc. Int. Brit. Foundrym.; ср. Stahl u. Eisen. Bd. 52. 1932, S 1101.

[4] Сочленения труб.

[5] Образцы, отлитые с головками.

[6] Гладкие круглые образцы.

[7] Не удается получить годных отливок.

и стального литья [1] это оказывает, повидимому, совсем малое влияние. К тому же следует иметь в виду, что при чугунном литье тонкие образцы, изготовленные из более толстых образцов, дают значительно меньшую прочность [2] вследствие относительно больших прожилок графита.

Сопротивление усталости чугуна при изгибе в толстых образцах и плоских стержнях уменьшается еще сильнее, чем сопротивление разрыву и сопротивление изгибу. По данным Мура [3] отношение сопротивления усталости к сопротивлению разрыву для образцов толщиной 76 и 82 *мм* (по трем образцам) составляет 0,36 и 0,35, в то время как для более тонких образцов то же отношение обычно определяют между 0,4 и 0,5. Буллейд [4] также дает для плиты толщиной 25 *мм* (диаметр образцов 9,5 *мм*) цифру 0,22 для отношения между сопротивлением усталости при изгибе и обычным сопротивлением изгибу против 0,31 для 16-*мм* круглого стержня.

114. Влияние температуры литья

Механические свойства зависят в известной мере также от температуры литья. Однако при оценке результатов необходимо иметь в виду, что они часто определяются не одним только температурным состоянием, но и различными побочными причинами, связанными с нагревом. Последнее особенно подчеркивается тем, что часто результаты зависят не только от температуры литья, но также от температуры плавки [5]. Повышение температуры плавки может быть связано с усиленным поглощением газов, разрушением кристаллических зародышей, коагуляцией неметаллических примесей и т. д. Эти изменения полностью или частично сохраняются при понижении температуры. Влияние температуры литья может, следовательно, варьировать в известных пределах в зависимости от предшествовавшей обработки материала.

Обычно считают, что сопротивление разрыву, твердость, а также удлинение падают с повышением температуры литья, как это, например, имеет место для алюминия (фиг. 256) [6]. Повышение температуры литья на 100° снижает прочность приблизительно на 10%.

Часто, однако, наиболее благоприятным оказывается некоторый температурный интервал (ср. фиг. 257—258). Это можно объяснить рядом причин. Для того чтобы жидкий металл вообще мог хорошо заполнять определенную форму, он должен прежде всего обладать известной минимальной температурой. В противном случае металл будет застывать отдельными слоями, которые не сливаются в одно целое

[1] J. P. Arend. Stahl u. Eisen, Bd. 37, 1917, S. 393—399; P. Oberhoffer u. F. Weissgerber. Stahl u. Eisen. Bd. 40, 1920, S. 1433.

[2] P. Oberhoffer u. W. Poensgen, Stahl u. Eisen, Bd. 42, 1922, S. 1189—1192.

[3] H. F. Moore, S. W. Lyon a. N. P. Inglis, Univ, Illinois Bull., No. 164, 1927; Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 27, 1927, p. 87—101, 134—137.

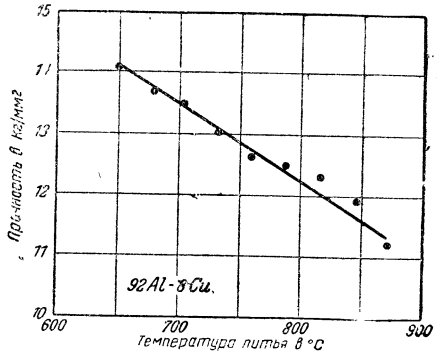
[4] C. H. Bulleid, Proc. South Wales Inst. Engr., v. 47, 1931, p. 287—288.

[5] T. W. Bossert, Trans. Amer. Foundrym. Ass., v. 36, 1928, p. 427—438.

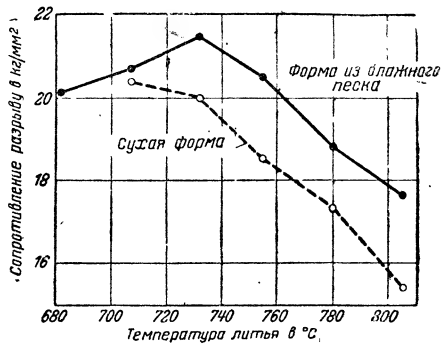
[6] H. C[illegible], C. A. Edwards, Engineering, v. 83, 1907, p. 127—129, 158—162; W. [illegible] a. F. C. Landsbury, Sth. Rep. Res. Comm., Inst. Mech. Engr., 1910, p. [illegible]; [illegible] W. Gillett, Circ. Bur. Stand., No. 346; Light Met. Alloys, 1926; W. [illegible] S. [illegible] a. S. A. E. Wells, J. Inst. Met., v. 29, London 1923, p. [illegible]; [illegible] Inst. Met. Ind., v. 24, London 1924, p. 77; T. D. Stay, E. M. Gingerich a. H. Y. Rowe, Trans. Amer. Foundrym. Ass., v. 38, 1930, p. 65—91.

(так называемые неслитины). Это — порок не только по внешнему виду, он сказывается и на механических свойствах [1]. Это обстоятельство, повидимому, является скрытой причиной изменения прочности электрона в зависимости от температуры литья (фиг. 257) [2].

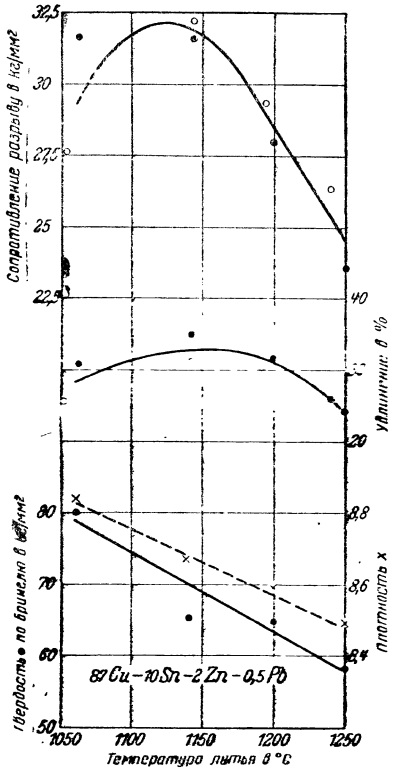
Оптимум температуры литья для бронз [3] определяется, очевидно, еще и другими факторами (ср. фиг. 258). С понижением температуры



Фиг. 256. Влияние температуры литья на прочность американского сплава. Образцы, отлитые в землю, 12,7 мм диаметром (по Джиллету).



Фиг. 257. Влияние температуры литья на прочность электрона в отливке (по Шрейберу и Менкингу).



Фиг. 258. Влияние температуры литья на свойства красного литья. Образцы отлитые в землю, 19 мм диаметром (по Дьюсу).

литья в этом случае наблюдается довольно сильное повышение твердости, что, повидимому, связано с наличием твердых составляющих, возникающих вследствие внутрикристаллической ликвации (ср. раз-

[1] Ср. F. H. Hurren, ibidem.

[2] G. Schreiber u. H. Menking, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 297—302.

[3] H. S. Rawdon, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1915, p. 60; C. P. Karr a. H. S. Rawdon, Techn. Pap. Bur. Stand., No. 79, 1916; H. C. U. Carpenter a. C. F. Elam, J. Inst. Met., v. 19, London 1918, p. 155—220; Rolfe, Met. Ind., v. 18, London 1921, p. 265; F. W. Rowe, Met. Ind., v. 23, London 1923, p. 483; J. Inst. Met., v. 32, London 1924, p. 73—80; S. G. Humfray a. F. Adam, Met. Ind., v. 23, London, 1923, p. 558; E. J. Daniels, J. Inst. Met., v. 43, London 1930, p. 125—142; H. C. Dews, J. Inst. Met., v. 44, London 1930, p. 255—277; The Metallurgy of Bronze, London 1932.

дел 19)[1]. Большие количества их могут, однако, сказаться на уменьшении прочности. По различным наблюдениям особенно благоприятной температурой литья для английской морской бронзы (88% Cu, 10% Sn. 2% Zn) вследствие этого является 1150°.

Одна из причин падения прочности с повышением температуры литья — это замедленное затвердевание. К этому часто присоединяется еще разрыхление структуры, которое, как показывает фиг. 218, связано с уменьшением плотности. То же явление наблюдалось также для сплава Y[2].

Опыты с американским сплавом (92% Al, 8% Cu) показали далее, что с повышением температур плавки и литья увеличиваются усадочность сплава и склонность к образованию трещин[3].

Изменения структуры сплава с повышением температуры литья довольно трудно поддаются определению. На макрошлифах это обнаруживается обычно в росте кристаллов; микроструктура, однако, изменяется не всегда одинаково[4].

Для чугуна картина получается совершенно иная. Перегрев плавки при высоких температурах или длительное выдерживание при более низких температурах связано с размельчением графита, причем прочность соответственно повышается[5].

МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

115. Испытание образцов

При выборе наиболее подходящего для определенной цели сплава с возможно более высокими механическими свойствами испытание производится обычно не на самой отливке. Это не только удорожало бы стоимость литья и обработки, но давало бы кроме того неполную картину, так как каждый сплав требует особой техники литья, если от него ожидают наилучших свойств. Прежде всего желательно знать те свойства, которые может иметь данный сплав при наиболее благоприятных условиях работы. Для этой цели выбирают возможно более простой формы обычно гладкие или снабженные заплечиками цилиндрические образцы. При глубоких исследованиях используют также призматические пластинчатые или трубчатые образцы, которые наиболее отвечают действительным свойствам отливки.

Для текущих испытаний материала, идущего на литье, часто применяют такие отдельно отлитые образцы. Иногда образцы отливают как одно целое с отливкой. При этом считают, что таким образом точнее соблюдаются практические условия литья и что, с другой стороны, такие образцы ближе по своим свойствам к отливке, чем отдельно отлитые. В то время как первое утверждение вполне обосновано, того же нельзя сказать о втором. Мы увидим из дальнейшего описания, что отлитый как одно целое с отливкой образец, не дает столь надежного суждения о свойствах самой отливки, чтобы испытание ее стало излишним.

---

[1] H. C. Dews. The Metallurgy of Bronze, p. 24.

[2] W. L. Rosenhain, S. L. Archbutt a. S. A. E. Wells, ibidem.

[3] T. W. Bossert. Foundry Trade J., v. 34. 1928, p. 285—286.

[4] O. W. Ellis, J. Inst. Met., v. 34. London 1925. p. 301—322; M. L. V. Gayler, J. Inst. Met., v. 44, London 1930, p. 97—114; F. D. Weaver, J. Inst. Met., v. 51, London 1933, p. 29—48.

[5] Ср. G. Meyersberg. Edelguss. Berlin 1929.

116. Литье в землю и в кокиль

Так как механические свойства образцов в значительной степени зависят от их формы и условий литья, то обычно стремятся создать такие условия литья образцов для большой группы материалов, которые позволяли бы получать возможно высокие разномерные и воспроизводимые значения их. Для этого, однако, недостаточно только установить форму готового образца. Известно прежде всего, что образцы, отливаемые в кокиль, обнаруживают в среднем значительно более высокие свойства, чем отливаемые в землю. Однако в большинстве случаев интерес к литью в землю настолько большой, что обычно требуется знание свойств именно таких образцов.

Несмотря на это кокильное литье для некоторых групп материалов, например для алюминиевых сплавов, приобретает все большее значение. При литье в землю в настоящее время широко применяются холодильники, которые приближают свойства материала к свойствам кокильного литья. Поэтому часто желательно знание свойств кокильных образцов. При оценке получаемых при этом цифровых данных не следует, однако, упускать из виду, что образцы вследствие резкого охлаждения, которое легко достигается при их литье, дают особенно высокие свойства, получающиеся обычно лишь на отливках малого размера. Кроме того при литье образцов в кокиль условия литья сказываются в еще большей степени, чем при литье в землю, причем в первом случае они могут варьировать в более широких пределах. Поэтому в настоящее время не представляется еще возможным судить о качестве материала по немногим пока известным данным о свойствах кокильных образцов.

117. Форма образцов

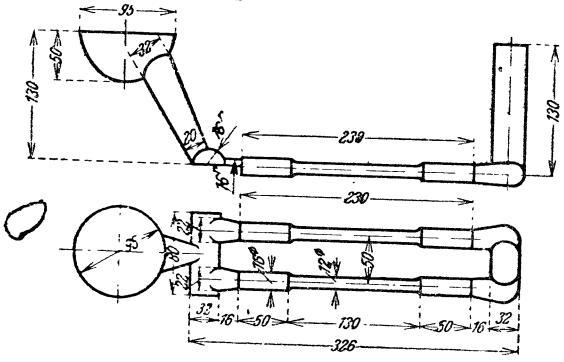
Согласно изложенному в разделе 106 и следующих разделах свойства образцов в значительной степени зависят от условий литья. Это привело к выработке более или менее согласованной формы образцов для отдельных важнейших групп материалов в целях их приемки, испытания и сравнения. Принятые в различных странах формы образцов и методы их испытаний, правда, еще не совпадают между собой, но за последние годы в этом отношении достигнуто все же значительное единообразие. Публикуемые в последнее время в специальной литературе всех стран данные могут поэтому рассматриваться как отвечающие также и немецким нормам.

Нужно, однако, учитывать, что механические свойства сплава, особенно при литье в землю, сильно зависят от толщины образца (ср. раздел 113). Поэтому принципиально можно говорить о соответствии и сравнимости значений механических свойств лишь в том случае, если в употребление войдут образцы приблизительно равной толщины.

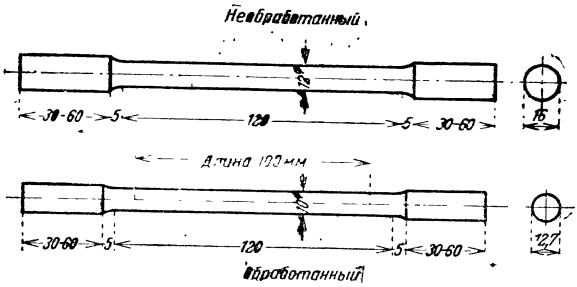
Стремление к стандартизации образцов относится прежде всего к разрывным образцам, так как испытание их принято считать наиболее показательным.

Для алюминиевых сплавов до сих пор нет установившихся норм испытаний. В Германии образцы для испытаний диаметром 12 *мм* отливают обычно в землю в горизонтальном положении. На фиг. 259 показана форма образца, которая на основе долголетнего опыта оказа-

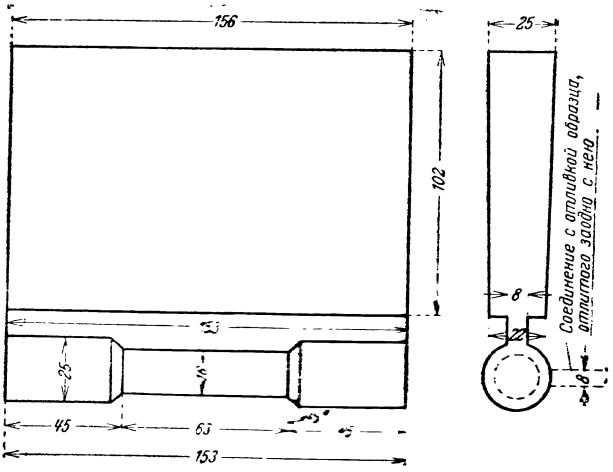
лась наиболее благоприятной в смысле достижения равномерно хороших свойств и удержания шлаков. Однако большую роль при этом играет также способ подвода металла к образцам, которые могут отливаться также и в вертикальном положении, что, как показывает опыт, не влияет сколько-нибудь значительно на результаты испытаний. Необработанный образец с литейной коркой (фиг. 259) имеет размеры, приведенные на фиг. 260; обработанный образец имеет диаметр $d = 10$ *мм* и расчетную длину 100 *мм* ($= 10\ d$). В Англии применяется преимущественно образец с диаметром $d = 14{,}5$ *мм* и расчетной длиной $l = 50{,}8$ *мм* ($= 3{,}55\ d$) как для алюминиевых, так и для большинства других сплавов. Во Франции образец диаметром $d = 18$ *мм* отливается и обтачивается до 13,8 *мм* при длине $l = 100$ *мм* ($= 7{,}2\ d$) (ср. диг. 247, *А*). В практике кроме того часто принято испытывать более толстые образцы, 20—30 *мм* диаметром, так как свойства их ближе к свойствам отливки, чем более тонких образцов, которые пользуются предпочтением вследствие меньшего расхода материала. Более толстые образцы отливаются обычно подобно более тонким (см. фиг. 259), часто же (в применении к чугуну) они отливаются в вертикальном положении, как и обычные круглые образцы.



Фиг. 259. Форма для отливки в землю образцов из алюминиевых сплавов (по Дорнауфу).



Фиг. 260. Форма образцов для алюминиевого литья в землю.



Фиг. 261. Разрывной образец для красного литья (85% Cu, 5% Sn, 5% Zn, 5% Pb по нормам Американского общества испытания материалов).

Кокильные образцы в технике легких сплавов также часто отливаются в вертикальном или наклонном положении, особенно при больших размерах и хорошо льющихся сплавах (ср. раз-

дел 107). При более трудно отливающихся сплавах литник должен подрезаться по всей длине образца (ср. фиг. 250), так как только в этом случае достигаются хорошие механические свойства[1].

Бронза и красное литье требуют и при литье в землю такого же основательного питания расплавом в процессе затвердевания; только в этом случае отливки получаются хорошими[2]. В соответствии с этим в Америке принят метод литья (фиг. 261), при котором по всей длине отливаемого в горизонтальном положении образца устраивается широкий литник[3]. Последнее следует делать даже в том случае, если образец отливается как одно целое с отливкой и связан с ней двумя поперечными соединениями по концам. Однако в подобных случаях обычно отказываются от литников и выпоров. Вырезанный из заготовки образец имеет диаметр $d = 12{,}7$ *мм* и длину $l = 50{,}8$ *мм* $(= 4\ d)$. Для ковкого чугуна в Германии нормой является, согласно DIN 1692, отдельно отливаемый круглый образец диаметром 12 *мм* и длиной цилиндра 60 *мм*; головки имеют диаметр 18 *мм* и длину 25 *мм*; закругления длиной 10 *мм* имеют радиус 19 *мм*; общая длина образца 130 *мм*.

Испытание на разрыв обычного чугуна вследствие его хрупкости производится согласно нормам DIN 198/199 на образцах с очень короткой (менее 10 *мм*), иногда даже округленной средней частью. Эти образцы отбираются в настоящее время обычно из отлитых как одно целое с отливкой планок (angegossene), толщина которых соответствует средней толщине стенки отливки. Можно также изготовлять образцы диаметром 20 *мм* из отдельно отливаемых для испытания на изгиб заготовок диаметром 30 *мм*.

Для шприцлитья Американское общество испытания материалов установило нормы для испытаний на разрыв и на удар. Образец для испытания на разрыв имеет поперечное сечение $3{,}2 \times 12{,}7$ *мм*^{2} и длину 50,8 *мм*. Общая длина образца составляет около 230 *мм*. Головки имеют ту же толщину при двойной примерно ширине. В Германии применяются обычно меньшие образцы, например с поперечным сечением $2{,}5 \times 8$ *мм*^{2}, длиной 50 *мм* при общей длине 115 *мм*[4]. Переходы к головкам образца хорошо закругляются, так как в противном случае в этих местах легко происходит излом. Американский образец для испытания на ударный изгиб имеет поперечное сечение $6{,}35 \times 6{,}35$ *мм*^{2} и длину около 150 *мм*.

Для чугуна испытание на изгиб применяется более часто, чем испытание на растяжение. Испытание на изгиб по нормам DIN A 110 проводится на отливаемых в вертикальном положении круглых образцах диаметром 30 *мм* и длиной 650 *мм*. Образцы не обрабатываются. Расстояние между опорами составляет 600 *мм*. Отливаемые как одно целое с отливкой заготовки должны иметь размеры, которые позволяли бы вырезать из них образцы диаметром 10 *мм* и длиной 220 *мм*. Для чугуна принято также проводить испытания на твердость (шарик 10 *мм*, нагрузка 3000 *кг*, продолжительность нагружения 30 сек. — $H_{10/3000/30}$, на сжатие на цилиндрических образцах (диа-

---

[1] W. C. Devereux, Foundry Trade J., v. 45, 1931, p. 331—335. 349—352
G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.
[2] A. Portevin, J. Inst. Met., v. 48, London 1932, p. 296—303.
[3] J. W. Bolton, Trans. Amer. Foundrym. Ass., v. 1, 1930, p. 15—21.
[4] Der Spritzguss und seine Anwendung, Berlin 1929.

метр 25 *мм*, высота 25 *мм*), а также на пробивание дыр на пластинке толщиной 18—25 *мм* и диаметром 23 *мм*.

Из вышеизложенного следует, что пока имеются нормы лишь для наиболее простых механических испытаний. Конструкторы, однако, обычно требуют более точных сведений о свойствах употребляемого ими материала, чем это могут дать простые испытания на разрыв и на изгиб. Опыт последних лет, обходившийся часто довольно дорого, показал, что знание этих характеристик пригодно лишь для текущих испытаний материала, а о возможностях применения в том или ином случае они дают ничтожное представление. Какие же характеристики механических свойств, устанавливаемые при различных испытаниях, имеют решающее значение, до сих пор является весьма спорным вопросом. Чтобы составить об этом представление, следует выяснить, какими средствами для испытания материалов мы располагаем в настоящее время и как результаты этих испытаний относятся к данным, приобретенным практическим опытом.

118. Влияние поверхностных свойств

Требования, предъявляемые к состоянию поверхности образцов, весьма различны. Обычные испытания на разрыв (без прецизионных приборов) проводятся, простоты ради, на образцах с литейной коркой, но часто на обработанных образцах. Более правильными считаются испытания на образцах с литейной коркой, так как отливки большей частью применяются именно в таком состоянии или по крайней мере после пескоструйной обработки.

Однако механическая обработка является иногда необходимой. Так, прецизионные испытания производятся обычно на чисто обработанных разрывных образцах. Образцы для испытания на усталость обычно тщательно полируются, причем риски, остающиеся от последней полировки, должны лежать параллельно оси образца. Риски в поперечном направлении могут значительно снижать предел усталости.

Влияние литейной корки на сопротивление разрыву может быть весьма различным в зависимости от состава сплава. На алюминиевом литье поверхность получается особенно плотной и твердой. Поэтому прочность и удлинение несколько уменьшается после обработки[1]. Исключение в этом отношении составляет силумин, при котором механическая обработка, как показали наши опыты с образцами, отливавшимися в землю и в кокиль, практически не вызывает никаких изменений.

Напротив, при чугунном литье образцы с литейной коркой, по-видимому, имеют меньшую прочность, чем обработанные[2]. Это зависит, вероятно, от того, что литейная корка тугоплавких сплавов не представляет собой чистого сплава, а содержит шлаки, которые образуются при реакции металла с формовочной землей.

119. Необходимое число испытаний

Для надежного установления свойств материала важно так проводить испытания, чтобы повторение их приводило к одним и тем же результатам.

[1] R. S. Archer a. Z. Jeffries, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, p. 35—64.

[2] G. Meyersberg, Arch. Eisenhüttenwes, Bd. 5, 1931/32, S. 511—512.

При этом приходится считаться с неизбежными при испытании и вполне естественными колебаниями свойств, что в равной мере относится как к литейным, так и прокатываемым сплавам. Эти отклонения от средних значений приблизительно одинаковы как на образцах одной плавки, так и на образцах разных плавок. Поэтому необходимо, во-первых, устанавливать некоторое среднее значение из нескольких (минимум двух) отлитых из разных плавок отливок и, во-вторых, проводить над каждой отливкой несколько отдельных испытаний. Результаты испытаний на разрыв и на изгиб часто оказываются надежными лишь в том случае, если они основываются по меньшей мере на трех образцах. При определении предела упругости и предела текучести достаточно двух образцов. Для испытаний на усталость из методических соображений необходимо примерно пять образцов; при двух различных отливках количество образцов не должно быть меньше шести—восьми. Для определения твердости отдельного образца нужно по меньшей мере три отдельных измерения; для получения надежных данных придется поэтому иметь по крайней мере пять измерений. Трудным является испытание на твердость отливок малого размера, так как применяемые здесь маленькие шарики при испытаниях легко попадают на имеющие небольшие пустоты места, что может привести к очень низким значениям твердости. В этом случае помогает только выведение среднего из большого количества отсчетов. Для сплавов, склонных к образованию пустот, рекомендуется применение по возможности 10-*мм* шарика. Приборы с предварительным нагружением, работающие с очень малыми давлениями (Роквелл, Тестор, Бриро), для отливок обычно непригодны.

При испытаниях на разрыв также возможны грубые отклонения от средних значений (вследствие наличия шлаковых включений, усадочных раковин и т. д.). Как относиться к этим данным, вопрос довольно спорный. Обычно принято исключать подобное испытание, производя взамен его два добавочных испытания, что следует признать наиболее правильным.

120. Влияние условий испытания

Определяемые при испытаниях значения не должны слишком сильно зависеть от условий испытаний. Для проведения самих испытаний существуют определенные нормы, которые должны тщательно соблюдаться. Толчкообразное нагружение при испытаниях на разрыв и на твердость совершенно недопустимо.

Однако и в пределах допускаемых норм результаты испытаний могут быть очень разными. Испытания на разрыв литейных сплавов с малым удлинением могут считаться надежными лишь при тщательной центрировке образцов, что иногда невозможно при имеющейся испытательной аппаратуре. Если это условие не соблюдается, прочность снижается вследствие возникновения поперечных сил в зажимах или из-за добавочных изгибающих усилий. Образцы, разрывающиеся в головках, в этом отношении сомнительны. Часто при повторном осторожном нагружении удается получить разрыв в середине образца. Плоские образцы более чувствительны в этом отношении, чем круглые. По этой причине для чугуна предпочитают проводить испытания на изгиб, на которых меньше сказываются условия испытания. При испытании подобных материалов на растяже-

ние прочность получается меньшей при большой скорости нагружения, чем в том случае, если испытание производится медленнее. Обычная длительность испытания на разрыв без прецизионных приборов колеблется между 30 сек. и 2 минутами.

При испытании чугуна с этим обстоятельством приходится мириться, так как долголетний опыт показал, что чугун является все же очень хорошим конструкционным материалом. Для алюминия, напротив, такая чувствительность к толчковым нагрузкам рассматривается часто как очень неприятное свойство. Так, в практике имеют место случаи, что сплавы, обнаруживающие высокую прочность на образцах, при обработке или при легких толчках оказываются хрупкими, как стекло. Какие данные при испытании образца отражают это свойство, неясно. Предполагается, что такой характеристикой является удлинение при испытании на разрыв. Однако алюминиевые сплавы с очень малым удлинением могут быть в высшей степени хорошим конструкционным материалом; последнее подтверждается рядом примеров. Так, табл. 13 показывает, что облагороженный γ-силумин с удлинением в 1% совершенно нечувствителен к изменению скоростей испытания в очень широком диапазоне.

Известно далее, что удлинение при испытании на растяжение зависит от длины образца. Для литейных сплавов, удлинение которых само по себе колеблется в широких пределах, этот вопрос имеет небольшое значение. Для большинства литейных сплавов местное сужение образца, которое обычно и определяет эту зависимость удлинения, мало. Во всяком случае до сих пор не известно ни одного случая, где нужно было бы учитывать влияние расчетной длины образца на удлинение при испытании литейных сплавов. Применяемые в различных странах обычные разрывные образцы, при различной расчетной длине дают практически одинаковые значения прочности и удлинения при условии примерно равной толщины образца. Только при более высоких значениях удлинения необходимо учитывать то обстоятельство, что удлинение получается тем большим, чем меньше расчетная длина образца по отношению к его ширине.

121. Сопротивление разрыву и удлинение

Испытание на растяжение дает в качестве основной характеристики материала сопротивление его разрыву. Часто только эта характеристика и определяется при испытании. Значение ее в настоящее время в общем ясно. Она может служить лишь известным критерием для суждения о пригодности материала, если речь не идет о растягивающих нагрузках в чистом виде. Однако для известных групп материалов повышение сопротивления разрыву идет параллельно с повышением других важных свойств, например сопротивления усталости, твердости и т. п.

Главным же образом значение сопротивления разрыву служит особенно чувствительным критерием для определения качества расплава. Повышенное содержание газа, сильное ошлаковывание, неправильная методика литья часто сказываются на сопротивлении разрыву. Так как при испытании на растяжение разрыв происходит всегда по наиболее слабому сечению, то в изломе образца почти всегда обнаруживаются усадочные раковины, шлаки и крупные газовые пузыри.

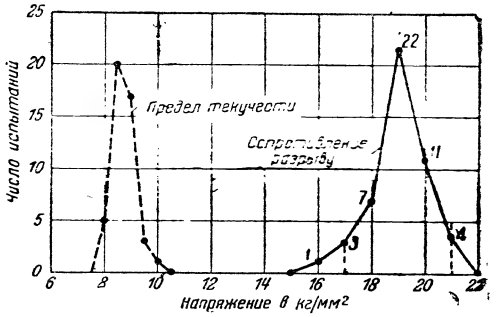
Таблица 13

Влияние скорости нагружения на механические свойства модифицированного γ-силумина

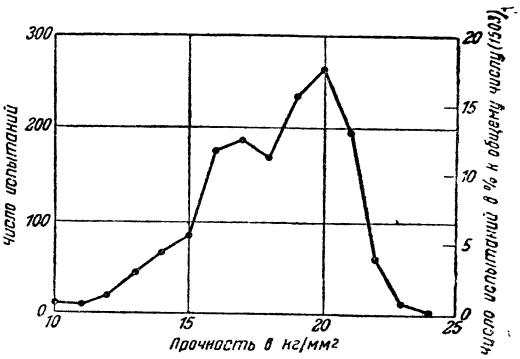
Длительность испытания, сек.	Число испытаний	Сопротивление разрыву σ_B, кг/мм²	Удлинение δ_{10}
4,5	4	26,0	0,7
48	2	27,8	0,6
118	2	26,8	0,8
180	3	26,9	0,9
330	1	28,7	1,0

Поэтому весьма ценным дополнением к численному значению прочности является внешний вид излома. В протоколе испытания обычно указывается зернистость структуры, а также наличие пузырей и шлаковых включений в изломе.

Вместе с сопротивлением разрыву обычно определяется также удлинение образца. Значение его неясно. С одной стороны, материалы с очень малой пластичностью, т. е. удлинением ниже 0,5%, например обычный чугун и различные алюминиевые сплавы, оказываются высококачественными материалами. С другой же стороны, снижение вязкости ниже известного предела, обнаруживаемое, например, по отскакиванию кусков при ударе об образец, считается значительным недостатком [1]. Может ли удлинение служить мерой для определения этого свойства, пока сказать трудно. Небольшие удлинения, которые имеются здесь в виду трудно поддаются точному определению, а влияние десятых долей процента не поддается оценке. Преимуществом литья из легких металлов является возможность дополнительной его плавки. Необходимое для этого удлинение должно быть около 2%.



Фиг. 262. Рассеивание (отклонение) результатов при испытании сопротивления разрыву и предела текучести силуминовых образцов.



Фиг. 263. Рассеивание (отклонение) результатов при испытании сопротивления разрыву электронных образцов (по Шрейберу).

Для литейных сплавов иногда определяют также сужение поперечного сечения в изломе. Однако для этих сплавов данная хара-

[1] R. S. Archer a. Z. Jeffries, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, p. 35—64.

ктеристика не имеет столь большого значения, как для прокатываемых материалов. У более хрупких, разрывающихся с очень малым сужением сплавов оно изменяется совершенно параллельно удлинению. Это позволяет заменить измерение удлинения определением поперечного сужения при очень коротких образцах. Сужение получается обычно несколько больше, чем удлинение.

Для суждения о способности к изменению формы и вязкости хрупких сплавов лучшим испытанием, чем испытание на разрыв, является, повидимому, испытание на удар образцов с запилом или без него на отлитых отдельно и отлитых как одно целое с отливкой образцах. Для различных материалов имеется ряд исчерпывающих испытаний, относящихся к образцам, отливаемым как отдельно, так и как одно целое с отливкой. Эти испытания позволяют установить степень отклонения испытаний от среднего значения. На фиг. 262 показаны некоторые данные, относящиеся к силумину. Среднее отклонение результатов составляет приблизительно ± 5%; 90% общего числа значений всегда лежит в границах ± 10% среднего значения. Для электрона по опытам Шрейбера[1] среднее отклонение результатов составляет ± 15% (фиг. 263); 90% значений лежит в границах ± 20% среднего значения. Шрейбер приводит также значения для некоторых алюминиевых сплавов (каких точно не указано) с отклонением результатов подобного же характера. Для чугуна и стали отклонение результатов, повидимому, сравнительно мало[2].

122. Предел упругости и предел текучести

Особенно важными из определяемых при испытании на растяжение величин, характеризующих пригодность сплава в качестве конструкционного материала, являются его предел упругости и предел текучести. Эти пределы позволяют, повидимому, судить о том, какой величины растягивающие или иного вида нагрузки, действующие в течение длительного времени, может выдерживать материал без остаточных деформаций.

Подобные нагрузки называют обычно статическими в противоположность ударным нагрузкам и нагрузкам на усталость, называемым динамическими. Чтобы избежать неточностей в последнем случае Тум предлагает статические нагрузки называть постоянными, а нагрузки на усталость — переменными[3]. В дальнейшем мы будем придерживаться этой терминологии.

Значение предела упругости и предела текучести вряд ли можно оспаривать. Так как определение их производится обычно с помощью специальных приборов для измерения удлинения[4], что довольно кропотливо, то считают возможным обходиться одним определением прочности и удлинения. Однако в свое время эта точка зрения вызвала ряд осложнений в самом начале применения литья из легких металлов для моторов. Так, картеры моторов и прочие детали, изготовлявшиеся из сплавов с низкими пределами упругости и текучести, претерпевали остаточные деформации, болты, скреплявшие детали из легких спла-

[1] G. Schreiber. Z. f. Metallk. Bd. 19. 1927, S. 456—458. 498; J. Dornauf, Metallwirtschaft. Bd. 8.

[2] H. Heinrich. Stahl u. Eisen. Bd. 52, 1932. S. 1017—1020.

[3] A. Thum u. W. Bachmann. Dauerfestigkeit und Konstruktion, Berlin 1932.

[4] G. Sachs u. G. Fiek. Der Zugversuch, Leipzig 1926.

вов, вытягивались, а отливка вследствие этого преждевременно выходила из строя.

Какая из двух характеристик считается основной в каждом отдельном случае, не имеет, повидимому, особого значения. В настоящее время не представляется еще возможным судить о материале непосредственно по определяемым для него значениям. Лучше пользоваться определенным коэфициентом безопасности, который указывает, какая часть избранного значения является действительной нагрузкой. Обычно же эти значения служат лишь для сравнения данного сплава с уже испытанным. Этот метод несомненно надежнее, чем непосредственное использование характеристик. Однако полной надежности в этом отношении пока достигнуть нельзя, так как мы еще совершенно неясно представляем себе, какие характеристики являются наиболее решающими. В каждом отдельном случае можно приблизительно вычислить, какие можно допустить деформации. Пределы упругости, устанавливаемые при очень малых деформациях, — 0,001%; 0,003%; 0,01%; 0.02%; 0,05%, — вероятно, более правильны, зато точное определение их гораздо труднее, чем определение предела текучести при более высоких деформациях — 0.1%; 0.2%; 0.5%. В Германии под пределом текучести обычно понимается предел, соответствующий деформации в 0.2% и обозначаемой $\sigma_{0.2}$.

В Германии принято определять удлинение на образце при сохранении малой (Nullast) нагрузки. В англосаксонских странах наоборот, удлинение замеряется под нагрузкой, особенно при определении пределов 0,1 и 0,5%. Для предела 0,5% способ замера безразличен, так как упругое удлинение очень мало. Предел 0,1% при разных способах определения получается, напротив, весьма различным и поэтому более или менее низким по сравнению с пределом текучести 0,2. При испытании чугуна пределы эти, однако, не имеют особого значения, так как обыкновенные сорта настолько хрупки, что они обычно не дают даже необходимого для определения предела текучести удлинения в 0,2%. Возможно, однако, что при дальнейшем применении высококачественного ковкого чугунного литья окажется, что этому моменту придавалось слишком мало значения. В известной мере это испытание может впрочем, заменить испытание на твердость. Отношение твердости к пределу текучести ближе к прямолинейной зависимости, чем отношение твердости к сопротивлению разрыву [1].

Однако испытание на твердость является гораздо менее чувствительным. Впрочем, для чугунов отношения между различными механическими свойствами до сих пор не удается установить вследствие сложности и переменного характера их структуры.

Поэтому определения пределов упругости и текучести проводились почти исключительно для легких металлов [2]. Отклонение от средних результатов при этих испытаниях по нашим исследованиям на силуминовых образцах (фиг. 262) значительно меньше, чем при испытаниях на сопротивление разрыву, в большей мере зависящего от

---

[1] O. Schwarz, Forschungsarb., Z. VDI, 1929, Heft 313.

[2] W. Rosenhain, S. L. Archbutt a. S. A. F. Wells, J. Inst. Met., v. 20, London 1923, p. 191—216; W. Meissner, Metallwirtschaft, Bd. 7, 1928, S. 128—136, 252—258; K. Matthaes, Ib. DVL, 1931, S. 439—484; G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.

пороков в материале (шлаки, пузыри). Это еще больше подчеркивает значение предела упругости и предела текучести, как основных характеристик при расчете конструкции.

123. Испытания на сжатие

Испытания на сжатие обычны для чугуна и подшипниковых сплавов, т. е. особенно для хрупких металлов. Разрушающая нагрузка, или сопротивление сжатию, при осаживании характеризует в первую очередь способность материала к изменению формы, заменяя до некоторой степени испытание на удлинение. Однако при этом необходимо иметь в виду, что различные материалы относятся весьма различно к растягивающим и сжимающим нагрузкам. Так, известно, например, что выделения графита в обычном чугуне, будучи местами слабины, не играют при сжатии никакой роли. При растяжении же, напротив, они оказывают решающее влияние на поведение металла, ослабляя сечение и действуя подобно надрезам [1].

124. Испытания на изгиб

Испытания на изгиб также применяются для хрупких сплавов, заменяя испытания на разрыв в тех случаях, когда последние дают надежные результаты только при очень тщательном их проведении. При испытании на изгиб растяжение крайних волокон материала определяет его общие свойства, так что получаемые значения равноценны значениям, получаемым при испытании на разрыв.

Однако сопротивление изгибу получается всегда значительно больше сопротивления разрыву и часто составляет величину вдвое большую [2]. Впрочем соотношения эти сильно зависят от типа сплава и могут получаться гораздо ниже. Так, для хромистых чугунов сопротивление изгибу превышает сопротивление разрыву (39—46,5 *кг/мм*²) всего лишь на 15—30% [3].

Напряжение при изгибе определяется обычно по формуле, известной из теории упругости:

$$\sigma = \frac{M}{W},$$

где M — изгибающий момент,

W — момент сопротивления бруска.

Однако вследствие влияния остаточных деформаций и изменчивости модуля упругости вычисляемые по этой формуле напряжения получаются выше фактических.

Точные вычисления [4] подтверждают тем не менее, что сопротивление изгибу выше, чем сопротивление разрыву.

Можно также определять предел текучести при изгибе, прилагая к образцу постоянный момент путем нагружения его в двух точках и

---

[1] A. Tap[illegible] H. Mo[illegible]. Z. VDI. Bd. 74, 1930. S. 257—264.

[2] Th. [illegible]. Werkstoffhandbuch Stahl u. Eisen, Blatt LII; P. A. Heller, Gieserei [illegible]. S. [illegible]—305. 325—332. F. Matthaes, Ib. DVL. 1931, S. 439—484.

[3] E. Houdremont u. R. Wasmuht. Giesserei, Bd. 19. 1932, S. 322—325.

[4] E. Meyer [illegible]. Z. Bd. [illegible]. S. 527—531; Z. VDI. Bd. 52, 1908, S. 167—173; H. Herbert, Z. VDI. Bd. 54 1910. S. 1387—1393, 1441—1445; A. Ono, Met, Coll. Engng. Kyushu Imp. Univ. Fukuoka. v. I. 1915. p. 111—115.

из прогиба или путем непосредственного измерения удлинения волокон, устанавливая нагрузку, соответствующую, например, удлинению внешних растянутых волокон на 0,2%. Определяемый из вышеуказанного равенства предел текучести при изгибе получается при этом на 20—30% выше предела текучести при растяжении [1]. Это как раз приблизительно соответствует разности между приближенным и точным определениями предела текучести. Вместо удлинения при растяжении часто определяют стрелу прогиба при испытании на изгиб, которая обычно указывается в миллиметрах.

Относительно оценки значений прочности и прогиба при испытании на изгиб чугуна мнения сильно расходятся. Отношение между сопротивлением разрыву и сопротивлением изгибу, повидимому, зависят до известной степени от величины прогиба. В стремлении подойти к подобной же оценке сортов чугуна при испытаниях на изгиб, как и при испытаниях на разрыв, часто поэтому предлагалось применять для оценки материала «качественное число», получаемое из характеристик, определяемых при испытании на изгиб [2]. О значении этого числа пока еще не представляется возможным составить ясного представления.

125. Испытания на кручение и на срез

В то время как при испытаниях на растяжение, сжатие и изгиб исследовалось отношение материала к постоянным нормальным нагрузкам, испытания на кручение и на срез служат для определения поведения материала по отношению к постоянным срезающим или сдвигающим нагрузкам. Напряжения растяжения и сдвига — элементы напряженного состояния, которое является решающим для поведения материала почти во всех практических случаях.

В противоположность обычно распространенным испытаниям на разрыв испытания на кручение и на срез проводятся очень редко. Это зависит отчасти от того, что эти испытания кропотливы, а результаты их неясны. Кроме того, для суждения о литье они не дают, повидимому, ничего нового, так как сопротивление срезу для литья, вероятно, очень высоко.

В то время как для прокатываемого материала сопротивление срезу получается всегда значительно ниже сопротивления разрыву, при испытаниях на кручение для легких металлов [3], а также при испытаниях на срез и пробивание дыр для чугуна [4], получают часто значения сопротивления сдвигу выше значений сопротивления разрыву.

126. Испытания на твердость

Чаще всего вследствие простоты применяется испытание на твердость посредством вдавливания шарика. Твердость подобно пределам упругости и текучести характеризует сопротивление материала против возникновения в нем остающихся деформаций. Испытание на твер-

---

[1] G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.

[2] G. Meyersberg, Giesserei, Bd. 17, 1930, S. 473—481, 587—591; Stahl u. Eisen, Bd. 50, 1930, S. 1305—1307; A. Thum u. H. Ude, Giesserei, Bd. 17, 1930, S. 105—116; H. Pinsl, Giesserei, Bd. 18, 1931, S. 334—339, 357—363.

[3] K. Matthaes, Ib. DVL, 1931, S. 439—484; P. Ludwik u. J. Krystof Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 629—635.

[4] Ср. E. Piwowarsky, Ass. Int. Essai Mat. Congr., v. 1. Zurich 1931, p. 15—38.

дость может поэтому часто заменить определение пределов упругости и текучести, если поступаются некоторой точностью результатов.

Однако испытание на твердость не является в этом отношении достаточно чувствительным, так что один сплав может иметь более высокий предел текучести и в то же время меньшую твердость, чем другой. Число твердости получается иногда кроме того слишком низким вследствие местных неплотностей, причем в некоторых случаях это обнаруживается с большим трудом. В подобных случаях легко впасть в некоторую неуверенность по отношению к данному материалу. Это обстоятельство можно обойти, как уже указывалось в разделе 119, лишь путем установления среднего результата из большого числа отдельных испытаний.

С другой стороны, если материал хорошо известен, определение твердости является прекрасным средством для текущего контроля. Другие способы испытания часто неприменимы или из-за недостатка времени или, как например, при испытаниях на разрыв, они дают обычно небольшое число отдельных значений, использование которых по этой причине также ненадежно. Сопротивление разрыву и твердость не являются равноценными, но скорее, как было сказано, дополняют друг друга подобно тому как сопротивление разрыву и предел текучести.

Иногда одно только определение твердости также может оказать большую пользу. Так, анализ магния в сплавах алюминия до сих пор является длительной операцией и часто дает не совсем точные результаты. Проще и надежнее можно определить содержание магния в силуминах, подвергая образцы обычной термообработке и устанавливая твердость или, еще лучше, предел текучести.

Имеется ряд работ, пытавшихся установить зависимость между твердостью и сопротивлением разрыву для чугуна, чтобы по твердости делать заключение о прочности[1]. Установление такой зависимости может иметь значение лишь в узкой области. Попытки же отыскания общих закономерностей должны быть признаны безрезультатными, так как сопротивление разрыву у чугуна гораздо сильнее зависит от структуры, чем твердость. Напротив, для ковкого стального литья по Шварцу[2] справедливо то же соотношение, как и для катаных сталей:

$$\sigma_B = 0{,}30 \div 0{,}34\, H_{10/3000/30},$$

где σ_B — сопротивление разрыву, выраженное в *кг/мм*^{2}, а $H_{10/3000/30}$ — твердость в *кг/мм*^{2}.

127. Испытания на усталость и предел усталости

Для литейных сплавов, применяемых в конструкциях, в последнее время все большее значение приобретает определение предела выносливости или предела усталости. Изломы, наблюдаемые на практике (ср. фиг. 264—266), в большинстве случаев несомненно относятся за счет превышения предела усталости[3]. Это видно уже по своеобразному характеру излома. У начала излома обнаруживается ряд концентри-

[1] A. Portevin, Rev. Metallurg., v. 18, 1921, p. 76; Schüz, Stahl u. Eisen Bd. 43, 1923, S. 720; Th. Klingenstein, Werkstoffhandbuch Stahl u. Eisen, Blatt L11; C. Schwarz, Forschungsarb., VDI, 1929, Heft 313.

[2] O. Schwarz, ibidem.

[3] A. Thum u. W. Buchmann, Dauerfestigkeit u. Konstruktion, Berlin 1932.

ческих полос, центром которых является часто какой-нибудь дефект в материале. Это и есть собственно изломы усталости. Остальная часть сечения выглядит подобно излому при разрыве. Это, очевидно, внезапно вызванный излом, происшедший вследствие большого ослабления сечения трещиной, вызванной усталостью материала. Однако характер излома усталости в литом материале не всегда имеет такой вид. Часто полосы едва обнаруживаются. В других случаях поверхность излома как бы отшлифована вследствие повторных перемещений при сдвиге.

Значения сопротивления усталости для различных литейных сплавов далеко не охватывают всех материалов и в большинстве случаев установлены в порядке опыта лишь для простейших нагрузок при переменном изгибе и одностороннем изгибе. Методы определения усталости очень сложны. Поэтому до сих пор исследования проводились чаще на прокатываемых сплавах в надежде, что в этом случае можно скорее установить основные зависимости. Однако эти надежды до сих пор не оправдались. Многие важные в практическом отношении закономерности до сих пор остались неосвещенными даже в применении к прокатываемым сплавам.

Фиг. 264. Трещина усталости в гнезде подшипникового вкладыша картера авиамотора из немецкого сплава (по Маттэсу).

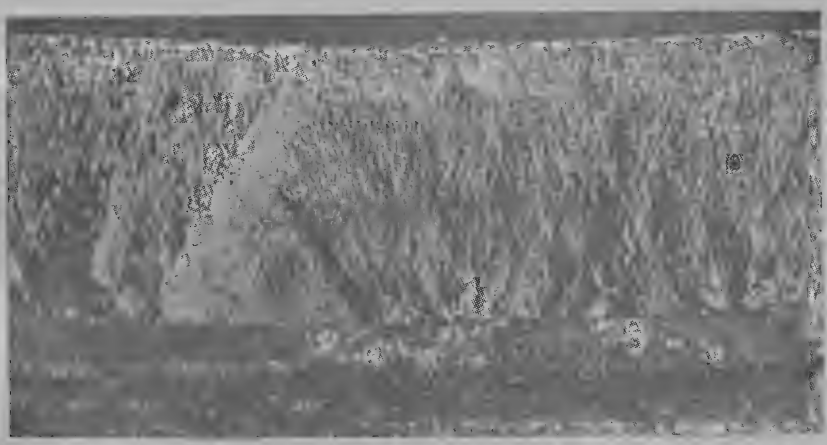
Все же в настоящее время имеется достаточно данных, относящихся также и к литейным сплавам, которые позволяют установить, что испытания на усталость не могут быть заменены какими-либо другими испытаниями. Те же данные указывают, что такие испытания далеко не равноценны каким-либо ускоренным испытаниям. Особенно недопустимы испытания, при которых образец исследуется при постепенно повышающейся нагрузке до появления излома, причем последняя нагрузка и рассматривается в данном случае как сопротивление усталости. Как литейные, так и прокатываемые сплавы обнаруживают излом лишь при нагрузках, значительно превышающих сопротивление усталости, если испытание начинают с малых, медленно увеличивающихся нагрузок[1].

Определение сопротивления усталости производится поэтому таким образом, что испытанию подвергается ряд образцов при помощи специальных приборов, причем нагружение производится при большом числе перемен между двумя предельными значениями. Для

[1] W. Rosenhain, S. L. Archbutt a. S. A. E. Wells, J. Inst. Met. v. 29, London 1923, p. 191—216; A. Thum u. H. Ude, Giesserei, Bd 10, 1923, S. 203—211, 547—556; C. H. Bulleid. Proc. South Wales Inst. Engr., v. 47, 1931, p. 287—328.

образцов устанавливаются какие-либо определенные значения этих пределов. В простейшем и наиболее частом случае они выбираются между равными значениями противоположного знака, которые могут быть различными для каждого отдельного образца. Излом образца происходит тогда после известного числа таких перемен нагрузки. Иногда

Фиг. 265. Изломы усталости в алюминиевом литье. × 1

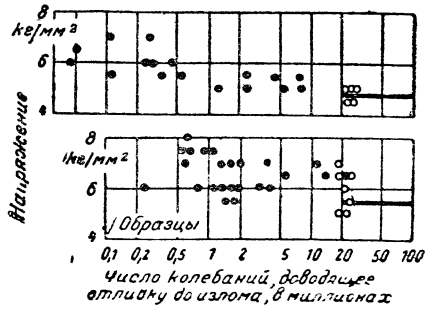


Фиг. 266. Изломы усталости в алюминиевом литье. × 4

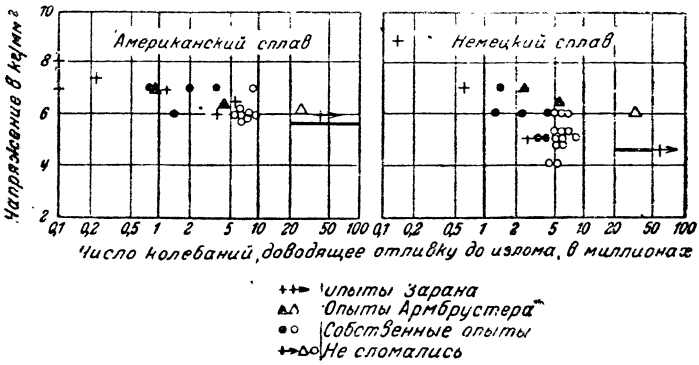
также прерывают испытание после большого числа перемен, обычно между 1[illegible] миллионами. О таком испытании делают заключение: «не сломался или пригоден к продолжению испытаний». Результаты испытания [illegible] в соответствии с фиг. 267—270, где в качестве ординаты взята нагрузка, а в качестве абсциссы «число периодов». (Термин «число перемен» следует избегать, так как это приводит к недоразумениям. Одна перемена есть собственно лишь полупериода, тогда как обычно этот термин употребляется в значении целого.)

Для литейных сплавов результаты обычно получаются такими, как они изображены на фиг. 267—270, относящихся к силумину, силумину с медью, американскому и немецкому сплавам. Подобные диаграммы довольно ясно отражают процесс, но конструктора обычно интересует также, какие цифровые данные он может положить в основу своих расчетов.

Этот вопрос затруднителен уже тем, что мы должны строить кривую по отдельным точкам, или, другими словами, как мы должны выводить среднее из результатов испытаний. Для литейных сплавов часто считают решающими самые низкие из полученных результатов. Это мнение опирается на многочисленные наблюдения, что для излома усталости решающим является только местное напряжение. С другой же стороны, ясно, что по поведению одного только образца с каким-либо пороком, например с большим шлаковым включением, не представляется возможным судить о материале в целом. В небольшом образце диаметром около 10 *мм* влияние такого порока сказывается, конечно, значительно сильнее, чем если бы он был, например, в больших размеров стенке картера. Линии напряжений концентрируются



Фиг. 267—268. Испытания на усталость силумина и силумина с медью



Фиг. 269 — 270. Испытания на усталость образцов из американского и немецкого сплавов.

в данном случае около такого нездорового места, которое скорее проявляет себя, как надрез, чем ослабляет сечение. Кроме того подобные пороки в отливке, как правило, редки. Они скорее обнаруживаются из-за наличия большого количества испытуемых образцов, чем из-за нахождения в том месте отливки, которое подвергается высоким нагрузкам. Подобные места в отливке должны во всяком случае особенно тщательно исследоваться в этом отношении.

При рассмотрении на фиг. 267—270 нанесенных в виде точек результатов многочисленных испытаний видно, что отклонения резуль-

татов от среднего значения не являются очень высокими. Плавные кривые, часто упоминаемые в литературе для прокатываемых сплавов, почти всегда установлены на образцах какой-либо одной партии материала. Если же сопоставить кривые, относящиеся к различным исследованиям или к одному и тому же исследованию, но с образцами различных партий, то расхождения обычно окажутся не меньшими, чем на фиг. 267—270, которые также составлены из результатов испытаний над отливками, проведенными в различное время и в различных местах.

Остается еще вопрос о том, как поступать с данными, особенно резко отклоняющимися от средних значений. Обычно такие данные принято наносить на диаграмму, но исключать их из кривой. Как общее правило можно установить, что подобная методика пригодна лишь в том случае, если на каждые пять надежных значений приходится не больше одного выпадающего.

Вообще же кривую на диаграмме усталости проводят по нижним из полученных надежных значений.

Конструктора интересует также, какое значение сопротивления усталости можно принять для бесконечно долгого нагружения. Естественно, что на такой вопрос невозможно ответить, поскольку не возможны бесконечно долгие испытания. Для обрабатываемых сталей, правда, считают очевидным, что излома вообще не происходит, если образец выдержал более 2 млн. перемен нагрузки. Для литья, быть может за исключением чугуна [1], это, однако, не имеет места, и изломы материала как на практике, так и при опытах наблюдаются также и при 20; 50 млн. периодов и более. Поэтому можно лишь сказать, что материал выдерживает около 1 млн. перемен при одной нагрузке, 10 млн. при другой и т. д. Такую нагрузку называют тогда пределом усталости при 1; 10 млн. и т. д. Число перемен нагрузки в настоящее время принимают обычно 10 млн. ($=10^7$), часто также 20 млн. ($=2 \cdot 10^7$) (предварительные нормы DIN AIIЗ).

Испытания на усталость, однако, отнимают много времени. Поэтому многие описанные в литературе исследования проводились лишь до сравнительно малых чисел перемен. С другой стороны, числа перемен, которые должны выдерживать на практике детали, например в моторах, часто гораздо больше 10 миллионов. Поэтому весьма важно знать для различных сплавов, как падает сопротивление усталости с увеличением числа перемен. В литературе имеются на этот счет отдельные указания. Так, для электрона и немецкого сплава сопротивление усталости при 1 млн. перемен примерно на 50% выше, чем при 10 млн., а при 20 млн. ниже примерно на 10% [2]. При 100 млн. для немецкого сплава сопротивление усталости, повидимому, ниже еще на 5%. У силумина, наоборот, излом происходит при 1 млн. перемен, если нагрузка увеличивается всего лишь на 10% против нагрузки при 10 миллионах. С другой стороны, уже при несколько меньшей нагрузке число перемен, которое выдерживает сплав, очень велико [3]. Подобным образом ведет себя также и чугун [4].

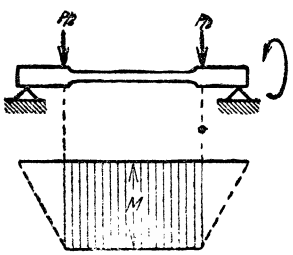
---

[1] P. A. Heller, Giesserei. Bd. 19, 1932. S. 301—305, 323—332.
[2] K. Matthaes, Ib. DVL, 1931, S. 439—484.
[3] G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.
[4] Ср. P. Heller, ibidem.

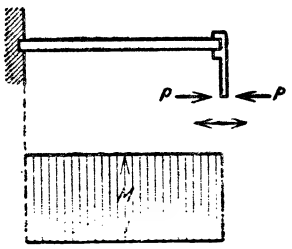
128. Испытания на усталость при изгибе

Большинство испытаний на усталость при изгибе проводилось при переменной нагрузке.

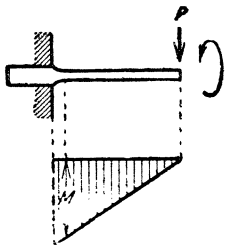
В Германии испытывают в соответствии с фиг. 271 круглый образец, нагруженный постоянным изгибающим моментом (машина Шенка) или (фиг. 272) образец, изгибаемый в ту или другую сторону при постоянном моменте (машина DWL, машина MAN). За границей часто применяют (фиг. 273) односторонне нагруженный образец (машина Амслера), при котором изгибающий момент увеличивается от места приложения нагрузки к месту закрепления образца. Результаты при первых двух



Фиг. 271. Изгиб во вращающемся образце с постоянным изгибающим моментом.



Фиг. 272. Изгиб во взаимно противоположных направлениях с постоянным изгибающим моментом.



Фиг. 273. Изгиб во вращающемся образце при одностороннем закреплении.

Фиг. 271—273. Схематическое изображение нагружения при различных типах машин для испытания на усталость (M — изгибающий момент).

видах испытания, по имеющимся в литературе данным, получаются, повидимому, одинаковыми. Значения же, получаемые при одностороннем закреплении образца, лежат часто несколько выше, примерно на 20%. Это объясняется, возможно, тем, что при последнем способе излом должен происходить на очень ограниченном участке образца, в то время как при других методах наиболее слабое сечение может находиться на большем участке.

Имеющиеся в литературе данные о сопротивлении при переменном изгибе для образцов из алюминиевого литья [1] совпадают с достаточной точностью, за исключением некоторых данных, приводимых в большинстве случаев без более подробного описания условий опыта и потому ненадежных. В табл. 14 и 15 приведены вероятные значения для

[1] F. C. Lea, Cp., H. J. Gough, Fatigue of Metals, London 1924; W. A. Gibson. Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 20, 1920, p. 115; W. Rosenhain, S. L. Archbutt a. S. A. E. Wells, J. Inst. Met., v. 29, London 1923, p. 191—216; D. Stockdale a. J. Wilkinson, J. Inst. Met., v. 36, London 1926, p. 313—324; J. D. Grogan, J. Inst. Met., v. 36, London 1926, p. 269—281; V. Prever a. E. Balma, Ind, Mecc., Milano 1928; R. Wagner, Diss. Techn. Hochsch., Berlin 1926; S. S Nekrity u. J. J. Bokoff, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 247—249; R. S. Archer a. L. W. Kempf, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 1931, p. 448—479; E. Armbruster, Diss. Techn. Hochsch., München 1930; W. Bartels, Diss., Berlin 1930; P. Ludwik, Metallwirtschaft Bd. 10, 1931, S. 705—710; W. C Devereux, Foundry Trade J., v. 45, 1931, p. 331—335, 349—352; H. Röhrig, Aluminium Z., Bd. 3, 1931, S. 295—298; W. Saran, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. 181—184; 207—210; R. B. Deeley, Met. Ind., v. 40, London 1932 p. 273—276; G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120; S. L. Archbutt, Publ. 12, Mond Nickel Co; J. B. Johnson a. T. Oberg, Metals a. Alloys, v. 4, 1933, p. 25—30; P. Ludwik u. J. Krystof, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 629—635.

Таблица 14

Механические свойства литья из легких сплавов при испытании на отдельно отлитых образцах. Литье в землю

Сплав и обработка	Состав	Испытание на растяжение: Предел текучести *кг/мм²*	Испытание на растяжение: Сопротивление разрыву *кг/мм²*	Испытание на растяжение: Удлинение %	Твердость по Бринелю *кг/мм²*	Предел усталости при изгибе (10—20млн. перемен) *кг/мм²*	Источник, откуда взяты данные о сопротивлении усталости при изгибе
Американский сплав (3LI) в литом состоянии	8% Cu ост. Al	8	12—16	0—2	50—80	6—6,5	Армбрустер, Девере, Гибсон, Превер и Бальма[1], Заран, Джонсон и Оберг[2], Закс
Улучшенный		—	12—17	0—0,5	95—115	5,5—6,5	Армбрустер, Некрытый и Боков
Поршневой сплав	13—14% Cu	—	7,5—12	0—1,5	80	4,5—5	Ли, Заран
Лауталь в литом состоянии	5% Cu, 2,5% Si	9,5	12	1	75	5,5	Заран
Линит 195 улучшенный после 12-часового нагрева при 520°, отпуск при 160°, 2 часа	4% Cu, 0,8% Si	19	21,5	2	85	6,5	Девере
—	4% Cu, 3% Si	—	15	2,5	65	(>5)	Джонсон и Оберг[2]
Немецкий сплав (2L5)	2—3% Cu, 8—15% Zn	6—14[3]	16—20	6,5—0	55—90[3]	4,5—6[3]	Армбрустер, Девере, Заран, Гибсон, Ли, Закс
Алюфонт, улучшенный при 490°, 1 час, естественное старение	2,2% Cu, 12% Zn, 0,2% Mo, 1,5% Fe	—	25	0	115	5,5	Заран
Сплав Y в литом состоянии, улучшенный при 500—520°[4], 6—24 час., естественное старение 5 дней	4% Cu, 2% Ni, 1,5% Mg	— 14	16—19 22—28	1 1—3	80 100—120	7,5 (>5)	Арчбутт Джонсон и Оберг[2]
Сплав RR 50 в литом состоянии	1,2% Cu, 1,3% Ni, 0,1% Mg, 0,18% Ti, 1,1% Fe, 2,2% Si	12,5—14	16—17	4	65	—	
с последующим отпуском при 155—175°, 8—20 час.			16—18	3	70	7	Девере

K. S. Seewasser	0,5% Mg, 3,5% Mn, 0,1% Sb	—	14	0,5	—	4,5	Заран
Магналий	8% Mg	9,5—10,5	17—19	3,5	60	6	Кейнерт
	4% Mg, 0,5% Mn	—	18	12,5	60	(>4)	Джонсон и Оберг[2]
Кремневоалюминиевый сплав	5% Si	—	13	11	45	4,5	Джонсон и Оберг, Арчер и Кемпф
Силумин модифицированный (альпакс)	До 12—13% Si	8—9	17—20	4—10	55—60	4—5	Арчер и Кемпф, Людвик[1], Дили[1], Закс, Заран, Вилькинсон, Стокдэйль, Вагнер
немодифицированный	До 12—13% Si	7—8	13—15	1—3	55	4—5	Бартельс[1], Людвик, Заран
Силумин с медью облагороженный	12% Si, 0,8% Cu, (0,3% Mn)	9—10	17—20	2—4	55—65	5—6,5	Бартельс[1], Людвик, Закс
β-силумин облагороженный	12% Si, 0,3% Mg	9—11	17—20	2—5	60—65	6—7	Закс
γ-силумин с последующим отпуском при 150°, 20 час.	12% Si, 0,3% Mg, 0,5% Mn	11—15	19—22	1—4	65—75	6—7	Закс, Людвиг, Кристов
γ-силумин улучшенный при 510°, 5 час.; 150°, 20 час.	12% Si 0,3% Mg, 0,5% Mn	23—28	25—30	0,5—4	80—100	8—10	(Арчер-Кемпф), Закс
Электрон AZF	4% Al, 3% Zn, ост. Mg	9—10	17—21	4—9	45	5,5—7,5	Мейсснер, Шмидт
Электрон AZG	6% Al, 3% Zn, ост. Mg	10—11	17—20	3—6	55	6,5—8	Мейсснер, Заран, Шмидт, Закс
(Электрон)	9% Al	..	19,5	4	60	8,5	Мур
Электрон AM7,4 в литом состоянии	7% Al, 0,4% Mn	6	18	6	50	6	Гарвей
улучшенный	7% Al, 0,4 Mn	7	23	10	50	7	Гарвей
Электрон улучшенный		15	24—28	2—5	65	9,5	Кейнерт

[1] Выпадающие данные.
[2] Число перемен 100—150 млн.
[3] Повидимому, дополнительно упрочняется (самоупрочнение).
[4] Закалка в кипящей воде.

Таблица 15

Механические свойства легких металлов при испытании на отдельно отлитых образцах. Литье в кокиль.

Сплав и обработка	Состав	Испытание на растяжение			Твердость по Бринелю *кг/мм²*	Предел усталости при изгибе (10—20 млн. перемен) *кг/мм²*	Источник, из которого взяты данные предела усталости при изгибе
		Предел текучести *кг/мм²*	Сопротивление разрыву *кг/мм²*	Удлинение %			
Американский сплав	7—8% Cu, ост. Al	8	17 21	3—5	60—70	6—8	Дили, Стокдэйль, Вилькинсон, Закс
2L8	12% Cu	—	17 21	1—1,5	80	4—5	Дили, Девере
	7—9% Cu, 1—5% Zn	—	17,5—19	3,5—0,5	70	7	Ли, Рериг
Сплав, изготовляемый из скрапа	5—7% Cu, 8—10% Zn различные загрязнения	6—11	14—20	1—5	70—85	4—7	Рериг, Закс
Немецкий сплав	2—3% Cu, 10—13% Zn	—	20—20,5	2—5	70	5—5,5	Дили, Ли, Стокдэйль, Вилькинсон
Сплав Y в литом состоянии	4% Cu, 2% Ni, 1,5% Mg	17	19—22	1	80	8	Арчбутт
улучшенный при 500—520°[1], 6—20 час., естественное старение 5 дней		25	28—31,5	3	105	11	Арчбутт, Дили, Девере, Гоу, Розенгайн, Арчбутт-Уэллс
RR 50 в литом состоянии	1,3% Cu, 1,3% Ni, 0,1% Mg, 1,0% Fe, 0,18% Ti, 2,2% Si	12,5	22—24	7—10	70	—	

с последующим отпуском при 155—175°, 8—20 час.		22	25	4—8	80		
RR 53 в литом состоянии	2,25% Cu, 1,3% Ni, 1,6% Mg, 1,4% Fe, 0,1% Ti, 1,25% Si	20,5	22	3	80	—	
улучшенный при 510—540°, 2—4 час., при 155—175°, 20 час.		36	36—38	1	140	10,5	Девере
Силумин облагороженный		12—13	23—25	3—5	70—75	7—9	Закс, Дили
Необлагороженный		8—10	19—22	2—4	65	7—10	Закс
Силумин с медью облагороженный		13—14	23—25	2—3	75—85	8—10	Закс
β-силумин облагороженный		13—15	23—25	2—3	75—85	9—11	Закс
γ-силумин, отпущенный при 150°, 20 час.		15—22	25—28	1—3	80—95	10—12	Закс
улучшенный при 510°, 24 часа, 150°, 20 час.		20—28	26—32	0,5—1,5	85—110	10—13	Закс
Гидроналиум	9% Mg	12—15	23—26	6—12	70—80	~7	Кейнерт
Электрон VA		—	—		—	7—8	Кейнерт

1 Закалка в кипящей воде.

различных сплавов. Данные для электрона [1] (см. табл. 14 и 15) изменяются в несколько более широких границах. Предел усталости при переменном изгибе для легких металлов по табл. 14 и 15 составляет $^1/_5$—$^2/_5$ сопротивления разрыву.

С медными сплавами в литом состоянии проводились лишь отдельные испытания [2]. По этим данным латунь (30% Zn, кокильное литье), а также красное литье (17% Zn, 3,4% Sn, 3,2 Pb, толщина 76 и 127 *мм*) имеют сопротивление усталости всего 4—6 *кг/мм²*. Напротив, различные специальные латуни с 56—70% Cu обладают пределом усталости между 11 и 15 *кг/мм²*, а алюминиевые бронзы приблизительно с 10% Al — 10,5—20,5 *кг/мм²* в литом состоянии и 18—22,5 *кг/мм²* в улучшенном состоянии (закалка с 850° с последующим отпуском при 650°). Собственные опыты на образцах, отлитых в землю, при диаметре 12 *мм* дали при больших колебаниях значений для бронз (10% Sn) около 13 *кг/мм²*, для красного литья (9% Sn, 6% Zn) — 10 *кг/мм²*, для никелевокремнистых бронз (2,5 и 8% Sn, 2% Ni, 0,5% Si) в литом состоянии — 9—15 *кг/мм²*, а после отпуска в течение $^1/_2$ часа при 400° — 11—13 *кг/мм²*.

Для чугуна имеется ряд исследований по которым его предел усталости при переменном изгибе лежит обычно между 0,4 и 0,5 от сопротивления разрыву [3]. По Геллеру это отношение для высококачественного литья лежит ближе к 0,5, для обычного серого чугуна — ближе к 0,4. Что касается абсолютных величин, то для различных сортов чугуна получают следующие средние цифры: [4]

Обычный серый чугун	около 6 *кг/мм²*
Цилиндровое литье	„ 9 „
Специальное литье	„ 11—12 „

В сваренном чугуне сопротивление усталости несколько падает (10%?), однако меньше, чем сопротивление разрыву [5].

Для чугуна были проведены также отдельные испытания на усталость при растяжении-сжатии, однако, без одновременного определения при изгибе [6]. Так как отношение сопротивления усталости к сопротивлению разрыву сильно колеблется (0,3—0,5), то не удается определить, насколько ниже лежит сопротивление усталости при переменном растяжении-сжатии, чем сопротивление усталости при изгибе. В общем же оно, повидимому, несколько меньше, так же как для прокатываемых сплавов. По отдельным опытам Зарана над различными

---

[1] R. R. Moore, Proc. Amer. Soc. Test Mat., v. 23, 1923, p. 106; W. Meissner, Metallwirtschaft, Bd. 7, 1928, S. 128—136, 252—258; I. Musatti, Met. Italiana, v. 22, 1930, p. 1052; H. G. Harvey, Met. a. Alloys, v. 1, 1930, p. 365—367; V. Schmidt, Z. f. Elektrochem., Bd. 37, 1931, S. 508—517; W. Saran, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. 181—184, 207—210; O. Keinert, Werkst-Techn., Bd. 27, 1933, S. 100—103.

[2] W. M. Corse a. G. F. Comstock, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 16, 1916, p. 117—150; R. R. Moore, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 24, 1924, p. 547—573; R. Genders, R. C. Reader a. V. T. S. Foster, J. Inst. Met., v. 40, London 1928, p. 187—218; ср. H. W. Gillet, Met. a. Alloys, v. 3, 1932, p. 200—204, 236—238, 257—262, 275—280.

[3] Ср. P. A. Heller, Giesserei, Bd. 19, 1932, S. 301—305, 325—332.

[4] O. Graf, Die Dauerfestigkeit der Werkstoffe, Berlin 1929.

[5] N. L. Mochel, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 19, 1929, p. 163—165; W. B. Bartels, Giesserei-Ztg., Bd. 27, 1930, S. 607—616, 637—645, 661—664.

[6] K. Memmler u. K. Laute, Forschungsarb., VDI, 1930, Heft 329, B. P. Haigh, Proc. South Wales Inst. Engr., v. 47, 1931, p. 156—157.

алюминиевыми сплавами оказалось, однако, что в большинстве случаев сопротивление усталости при переменном растяжении-сжатии[1] дает обычно несколько более высокие значения.

129. Испытания на усталость при скручивании

Сопротивление усталости при нагрузке на сдвиг часто считают весьма важным коэфициентом, так как сдвиг (срез) представляет собой частый на практике случай нагружения. Однако в применении к литейным сплавам[2] имеются лишь отдельные определения сопротивления при переменном скручивании, которые сведены в табл. 16.

Таблица 16

Сопротивление усталости при скручивании для литейных сплавов

Сплав	Сопротивление при переменном скручивании τ_D кг/мм²	Сопротивление при переменном изгибе σ_D кг/мм²	Отношение $\frac{\tau_D}{\sigma_D}$	Исследователи
Силумин	4,2	6,0	0,7	Людвик
	4,0	3,2	0,8	„
	3,6	4,5	0,8	Заран
Силумин с медью	5,4	6,0	0,9	Людвик
γ-силумин отпущенный	5,4	6,0	0,9	Людвик и Кристов
Немецкий сплав				
(12% Zn, 2% Cu)	2,5	4,5	0,55	Заран
(15% Zn, 1,5% Cu)	6,7	7,6	0,9	Маттэс (1 млн. перемен)
Американский сплав (6% Cu)	2,85	6,0	0,5	Заран
Поршневой сплав (14% Cu)	2,5	4,5	0,55	„
Лауталь (5% Cu, 2% Si)	2,5	5,5	0,45	„
K. S. Seewasser (4% Mn, 0,4 Mg, 0,1% Sb)	2,5	4,5	0,55	„
Алюфонт (улучшенный) (12% Zn, 2% Cu, 0,2% Mg)	1,8	5,5	0,3	„
Электрон AZG (5% Al, 2% Zn)	3,8	7,0	0,6	„
Электрон AZF (5% Al, 3% Zn)	5,5	6,1	0,9	Маттэс (1 млн. перемен)
Чугун Ge 12	6,5	7,0	0,9	Людвик
Ge 24	13,0	14,0	0,9	„
Ge 12	6,0	4,5	0,75	Лер
Ge 18	9,0	7,5	0,84	„
Ge 24	12,0	9,0	0,75	„

[1] W. Saran, Z. f. Metallk., Bd. 24. 1932, S. 181—184, 207—210.

[2] P. Ludwik, Z. VDI, Bd. 73, 1929, S. 1801—1810; Metallwirtschaft Bd. 10, 1931, S. 705—710; K. Matthaes, Ib. DVL, 1931, S. 439—484; E. Lehr, Sparwirtschaft Bd. 9, 1931, S. 313—320; W. Saran, Z. f. Metallk., ibidem; P. Ludwik u. J. Krystof, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 629—635.

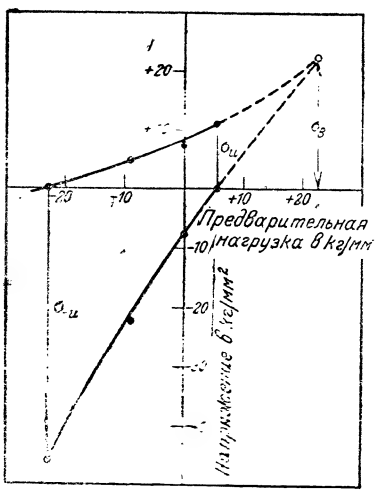
Уже из этих немногих данных ясно видно, что в большинстве исследований сопротивление усталости при переменном скручивании для литейных сплавов оказывается необычайно высоким по сравнению с сопротивлением при переменном изгибе. В то время как отношение их для прокатываемых сплавов в подавляющем большинстве случаев лежит несколько ниже 0,6, в литейных сплавах оно обычно достигает 0,8—0,9.

Опасность появления изломов усталости вследствие срезывающих напряжений для литья, судя по этим данным, значительно меньше. Наиболее опасными нагрузками оказываются нагрузки, вызывающие растягивающие напряжения, что здесь выражено более ясно, чем для прокатываемых сплавов.

В разительном противоречии с этими данными находятся результаты испытания Зарана, который для большинства исследованных им легких металлов указывает очень низкое сопротивление усталости при скручивании.

130. Испытания на усталость с предварительным нагружением

При испытаниях на усталость, описанных нами до сих пор и составляющих большую часть всех подобных испытаний, нагрузка колеблется между равными по величине и противоположными по знаку пределами, а именно между равными по величине напряжениями растяжения и сжатия или между равными и противоположно направленными сдвигающими напряжениями. Однако на практике нагружение, которое испытывает материал, обычно гораздо сложнее, так как оба предела колебаний нагрузки могут быть совершенно различными.



Фиг. 274. Сопротивление усталости чугуна при различном предварительном нагружении (по Муру и Лайону).

Чтобы определить поведение материалов в этих более общих случаях, испытания на усталость проводят таким образом, что при простых видах нагрузки, как изгиб, растяжение, сжатие или скручивание, заставляют образец испытывать попеременно то более сильное, то более слабое напряжение. Образцу, например, сообщают определенное предварительное напряжение и налагают на него переменную нагрузку. Если при этом нижний предел напряжения равен нулю, то сопротивление усталости немцы называют Ursprungsfestigkeit или Swellfestigkeit (сопротивление усталости при периодически изменяющейся нагрузке одного знака).

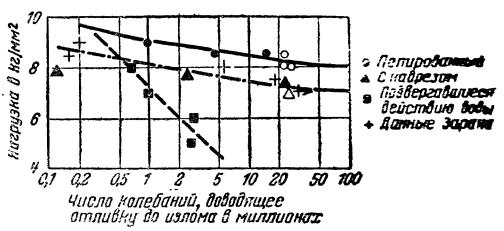
Подобные испытания с литейными сплавами проводились до сих пор только на чугуне. Результаты этих испытаний показаны на фиг. 274 [1].

[1] H. F. Moore a. S. W. Lyon, Proc. Amer. Soc. Test Mat., v. 27, p. 87—101, В последнее время Людвик и Кристов (Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 629—635) более

По этим данным сопротивление усталости при периодически изменяющейся нагрузке одного знака при сжатии приблизительно в четыре раза больше, чем при растяжении. Что сжатие представляет собой сравнительно неопасную нагрузку для литья, повидимому, явление общее.

Диаграмма на фиг. 275 составлена так, что помимо среднего арифметического из обоих пределов, т. е. среднего напряжения

$$\sigma_m = \frac{\sigma_0 + \sigma_u}{2},$$



Фиг. 275. Испытания на усталость образцов из электронного литья.

представлено также верхнее значение напряжения σ_0 и нижнее значение напряжения σ_u. Сопротивление усталости в общем случае можно выразить тогда в следующей форме:

$$\sigma_D(\sigma_m = 20\ кг/мм^2) = 28\ кг/мм^2;$$

$$\sigma_D\ (\sigma_w = \pm 8\ кг/мм^2) = 28\ кг/мм^2;$$

где

$$\sigma_w = \sigma_0 - \sigma_m = \sigma_m - \sigma_u = \frac{\sigma_0 - \sigma_u}{2}.$$

131. Сопротивление ползучести при низких температурах

Сведения о сопротивлении усталости материалов были бы неполными, если бы не были известны границы, до которых вообще может быть доведено предварительное нагружение.

Под этим понимается та максимальная нагрузка, при которой уже самые небольшие колебания напряжения ведут к излому. Так как,

подробно исследовали влияние предварительных растягивающих напряжений на сопротивление усталости при скручивании для γ-силумина (отпущенного) и двух сортов чугуна; результаты этих исследований даны в табл. 17.

Таблица 17

Результаты испытаний на усталость при скручивании

Материал	Испытание на скручивание при постоянном напряжении		Предел усталости при скручивании τ_D		
	Предел текучести при скручивании $\tau_{0,4}$ кг/мм²	Сопротивление при скручивании τ_B кг/мм²	При переменном скручивании τ_w кг/мм²	При периодически изменяющейся нагрузке одного знака τ_u кг/мм²	$\tau_m = 0{,}75\tau_D$ τ_D кг/мм²
γ-силумин отпущенный	9,8	19,3	5,4	8,5	(12)
Чугун Ge 12	9,9	16,8	6,5	8,5	(10)
„ Ge 24	19,1	40,6	13	16	(20)

вообще говоря, не существует нагрузок, совершенно лишенных колебаний, то это предельное значение предела усталости можно практически рассматривать как результат очень долго действующего нагружения. При изгибе или растяжении-сжатии прежде всего важно поведение материала при растяжении, так как при этом опасность появления излома больше.

Прочность материала в этом случае обозначают как сопротивление ползучести. Для тугоплавких материалов при комнатной температуре эта величина, как оказалось, вовсе не представляет интереса. Подобные материалы также при длительном нагружении сохраняют почти обычную, присущую им прочность (ср. фиг. 282 и 283 в разделе 136). На собственных опытах мы убедились, что различные алюминиевые сплавы свыше года выдерживают, не ломаясь, напряжения, составляющие около 90% их прочности.

Только при более высоких температурах, лежащих несколько выше тех предельных, при которых основной элемент начинает терять свою прочность при механических нагрузках, сопротивление ползучести приобретает значение. В этом случае (см. раздел 136) влияние длительности нагружения может быть очень значительным.

Многие литейные сплавы могут, следовательно, претерпевать, не разрушаясь, продолжительные нагрузки, доходящие по величине до сопротивления разрыву. Так как чугун не имеет удлинения, то для него столь высокие нагрузки безопасны с точки зрения конструктора. Однако другие, способные деформироваться, литейные сплавы при этом начинают течь. По этой причине нагрузки, лежащие выше предела упругости или текучести, для них недопустимы. Область допустимых напряжений на диаграмме фиг. 274 должна быть ограничена горизонталью, которая приблизительно соответствует пределу текучести. Безопасности ради следует брать предел текучести для длительно действующей нагрузки равным приблизительно 90% обычного предела текучести.

132. Чувствительность к надрезам и коррозии при длительных нагрузках

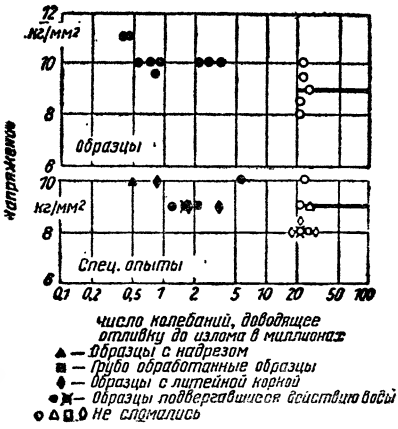
Литейщик и конструктор рассматривают в настоящее время отношение материала к длительному нагружению при испытании на машинах как характеристику, определяющую пригодность его к употреблению. Однако в последнее время в этом отношении возникает новое опасение, которое вызывают результаты испытаний на образцах с надрезом и на образцах, которые подвергаются коррозии. Происходящие при этом явления очень сложны[1], но для литейных сплавов далеко не имеют, повидимому, столь большого значения, как для прокатываемого материала.

Из литейных сплавов чувствительным к надрезам считается электрон. Отливка из электрона, выдерживающая большие нагрузки, должна иметь хорошо закругленные переходы, а направление напряжений в ней должно быть по возможности прямолинейным. При испытаниях с образцами чувствительность к надрезам электрона оказалась, однако, не особенно высокой. Собственные испытания

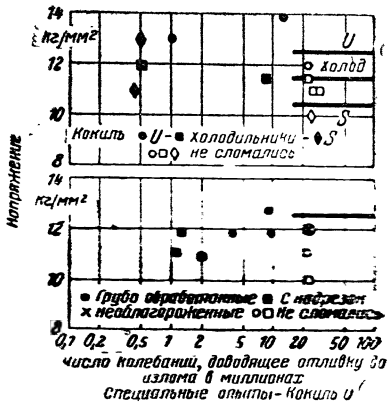
[1] Ср. обобщающий доклад по вопросу об усталости при коррозии H. J. Gough, J. Inst. Met., v. 49, London 1932, p. 17—92.

с образцами из электрона, отлитыми в землю (см. фиг. 275), показали, что при наличии кругового острого надреза снижение сопротивления усталости при переменном изгибе составляет приблизительно 15%. Подобное же уменьшение сопротивления усталости вызывается наличием литейной корки[1]. Чрезвычайно сильно, однако (см. фиг. 275), влияние на электрон воды. Уже при 3 млн. перемен нагрузки приблизительно за 15 час. прочность электрона падает почти наполовину. Характерно, однако, для действия коррозии прежде всего то, что даже при значительно более низких нагрузках можно ожидать изломов через сравнительно короткое время (см. фиг. 275).

Алюминиевые сплавы, отливаемые в землю, из которых особенно подробно изучены различные сорта силумина, оказались мало чув-



Фиг. 276 и 277. Испытания на усталость при переменном изгибе для литья в землю γ-силумина в полированном состоянии с различными поверхностными свойствами и подвергавшегося действию воды.



Фиг. 278 и 279. Испытания на усталость при переменном изгибе для кокильного литья из γ-силумина в полированном состоянии с различными поверхностными свойствами и подвергавшегося действию воды.

ствительными к надрезам и к коррозии[2]. На фиг. 276 и 277 видно, что улучшенный γ-силумин испытывает падение сопротивления усталости при изгибе максимум в 10% как при наличии кругового острого надреза, так и при наличии литейной корки, грубой обработке или действии проточной воды. Морская вода, являющаяся для алюминиевых сплавов очень сильной коррозионной средой, по данным Людвика у различных сортов силумина вызывает уменьшение сопротивления усталости в 0—25%, в среднем 15%. Наличие кругового надреза сказывается заметно на кокильном литье, понижая сопротивление усталости приблизительно на 20% (фиг. 278—279).

По различным исследованиям наличие надрезов и насаженных заплечиков[3] практически не сказывается на сопротивление усталости

[1] K. Matthaes, H. DVL, 1931, S. 439—484.

[2] P. Ludwik, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 705—710; G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120; P. Ludwik u. J. Krystof, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 629—635; ср. также K. Matthaes, ibidem.

[3] H. F. Moore, S. E. Lyon a. N. P. Inglis, Univ. Illinois Bull. Engng. Exp. Stat. No. 164, 1927; ср. Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 27, 1927, p. 87—101, 134—137; P. Ludwik, Z. VDI, Bd. 73, 1929, S. 1801—1810; Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 374—378.

обыкновенного чугуна. Известную чувствительность к надрезам Тум и Уде установили только на высококачественных малографитистых чугунах. Влияние воды на чугун, напротив, очень сильно. По Людвику у чугуна с сопротивлением разрыву 11,6 *кг/мм²* сопротивление усталости при 10 млн. перемен при двухдневном испытании снижается при этом с 7 до 4,5 *кг/мм²*, т. е. на 35%, у чугуна с сопротивлением разрыву 24,8 *кг/мм²* — с 14 до 7,5 *кг/мм²*, т. е. приблизительно на 45%, а по Юнгблюту и Майлендеру у ковкого чугуна с сопротивлением разрыву 40—46 *кг/мм²* — с 23—24 до 12—13 *кг/мм²*, т. е. приблизительно на 50%. Наши собственные испытания с высококачественным цилиндровым чугуном (Ge 30) с пределом усталости 13 *кг/мм²* установили в основном аналогичное действие коррозии, как и при электроне (см. фиг. 275). Действие обычной воды начинает проявляться приблизительно при 2 млн. перемен (против 0,3 млн. при электроне), действие 3%-ного водного соляного раствора — после 0,2 млн. перемен. Дальнейшее понижение прочности у чугуна много слабее, чем у электрона, примерно вдвое.

Причину вообще малой чувствительности к надрезам литейных сплавов усматривают в том, что уже в самих отливках имеется так много надрезов в форме пустот и включений графита, что внешние надрезы не оказывают никакого влияния. Это подтверждается также тем фактом, что чувствительность к надрезам и коррозии у плотного, высококачественного литья, например кокильного литья из алюминиевых сплавов и ковкого чугуна, оказывается большей, чем при обычном литье. Действие коррозии можно рассматривать как чрезвычайно резкое, сильно возрастающее со временем действие надреза и даже значительно более сильное, чем достигаемое механическим путем.

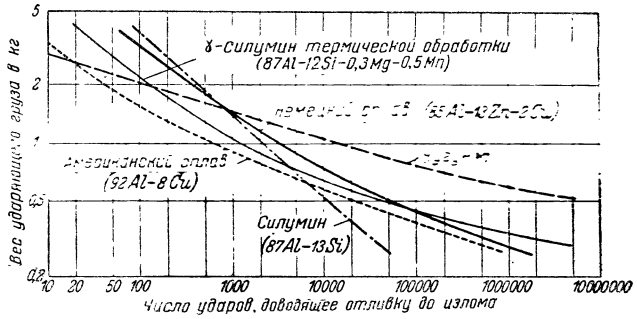
При постоянной (zügig) нагрузке действие надрезов незначительно. Небольшие повреждения поверхности практически не оказывают влияния на значения, получаемые при испытаниях на растяжение [1], даже при хрупких сплавах, как например, при чугуне. Иначе дело обстоит со стеклом, где такие повреждения понижают прочность на заметную величину. Более глубокие надрезы обычно даже повышают значения предела упругости и прочности, отнесенные к ослабленному сечению. Действие коррозии также мало отражается для большинства сплавов на механических свойствах, определяемых при однократной нагрузке. Только при испытаниях на ползучесть может постепенно проявляться действие коррозии. Прочность и удлинение понижаются тогда значительно быстрее, чем при обычной коррозии, так как влияние последней в местах растягивающих напряжений проявляется ускоряющим образом. В атмосфере же (как показали опыты) действие коррозии оказывается лишь для электрона настолько сильным, что значительно ухудшает сопротивление ползучести. Влияние более сильных коррозионных сред, повидимому, не исследовалось.

A. Thum u. H. Ude. Giesserei. Bd. 16, 1929, S. 501—513, 547—556; A. Thum, Giesserei, Bd. 16, 1929, S. 1164—1174; W. B. Bartels, Giesserei-Ztg., Bd. 27, 1930, S. 607—616, 647—654, 661—669; H. Jungbluth a. R. Mailänder, Proc. South Wales Inst. Engr., v. 48, 1932; ср. P. A. Heller, Giesserei, Bd. 19, 1932, S. 301—305, 325—332.

[1] W. Kuntze, Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 2, 1928, S. 109—118.

133. Испытания на усталость при ударной нагрузке

Особым видом длительного испытания является ударное нагружение, производимое падающим грузом. Испытания на усталость при ударном изгибе были раньше очень распространенными и производились на образцах с круговым надрезом. В отдельных случаях производились такие испытания на усталость при ударном растяжении. Однако в настоящее время эти испытания в значительной степени вытеснены испытаниями на усталость при переменной (вибрирующей) нагрузке, потому что в последнем случае величина действующего напряжения учитывается значительно проще. При испытаниях на усталость ударной нагрузкой действительное напряжение, напротив, установить трудно, в особенности если (как обычно принято) испытанию подвергаются образцы с надрезом. Далее, условия испытания (высота падения) также, повидимому, оказывают влияние на результаты, причем причина этого остается невыясненной.



Фиг. 280. Результаты испытаний на усталость при ударной нагрузке для различных литейных сплавов.

Несмотря на это можно было бы предположить, что ударные испытания на усталость, проводимые при различной работе падения груза и при очень большом числе ударов, дают те же результаты, что и обычные испытания на усталость. Однако это ни в каком случае не имеет места, как показывают испытания на ударный изгиб, проводимые на надрезанных образцах (фиг. 280) обычным методом при помощи специальных машин для испытания при повторной ударной нагрузке. Так, оказывается например, что при числе перемен нагрузки от 10 до 20 млн. силумин, обладающий сопротивлением усталости, почти таким же, как у немецкого сплава, и силумин с медью, который имеет даже большее сопротивление усталости, чем последний, уступают ему в отношении предела усталости при ударе.

Причина этого пока неясна. Возможно, что тут играют роль различные значения модуля упругости. Возможно также, что колебания в напряжении при ударных испытаниях больше, чем при вибрационной нагрузке. О том же, как различные материалы реагируют на неравномерное длительное нагружение, тоже еще ничего не известно. Может также иметь влияние и то обстоятельство, что немецкий сплав при испытаниях на усталость при изгибе под действием относительно высоких нагрузок обнаруживает значительно большую длительность службы, чем силумин. При испытаниях повторной ударной нагрузкой

мы, однако, ограничиваемся обычно не очень большим количеством периодов, около 1 млн. (под одним периодом следует понимать две перемены нагрузки, т. е. два удара). Если бы при испытаниях на усталость ударной нагрузкой числа периодов достигали таких же высоких значений, как и при испытаниях с переменной (вибрационной) нагрузкой, то оценка качества материала в этом отношении могла бы оказаться совсем иной. Если учесть все эти обстоятельства, то столь большая на первый взгляд противоположность результатов при статических и динамических испытаниях становится понятной.

Из этих трудностей все же следует, что там, где речь идет об ударных нагрузках, не всегда будет правильным полагаться только на результаты других испытаний. К сожалению, все испытания на усталость повторной ударной нагрузкой до сих пор страдают, как уже упоминалось, одним недостатком: результаты их варьируют в зависимости от условий испытания. Знание этих зависимостей еще так неполно, что пока нельзя указать на какие-либо условия работы, при которых удавалось получить бесспорные данные. При подобных испытаниях нужно рекомендовать совершенно особую осторожность при оценке результатов. Следует также стремиться к созданию таких условий испытания, которые близко отвечали бы практическим.

134. Испытания на удар образцов с надрезом

Ударные нагрузки на практике часто настолько сильны, что после одного или нескольких ударов деталь может оказаться непригодной. Для суждения о поведении материала при воздействии таких однократных (zügig) ударных нагрузок статические испытания недостаточны. Поэтому прибегают к тем или иным ударным испытаниям, причем в большинстве случаев образец нагружают на изгиб.

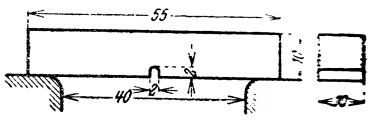
Из подобного рода испытаний наибольшим распространением пользуется испытание на ударный изгиб на образце с надрезом. Основа этого метода испытания заключается в том, что надрез образца ограничивает деформацию узкой областью на его растягиваемой стороне. Образец поэтому сильно удлиняется с большой скоростью и обычно доводится до разрушения.

Для литейных сплавов значение подобного ударного испытания еще совершенно неясно. Однако и здесь этот метод испытания является излюбленным для целей сравнения[1]. Высокие и равномерные значения ударной вязкости (вязкость характеризуется работой разрушающего удара, отнесенной к единице площади ослабленного сечения) являются желательными для каждого сплава. Однако численные значения ударной вязкости сильно зависят от формы образца, его размеров и характера испытания и, возможно, также от скорости удара. Сравнение данных, заимствованных из различных источников, поэтому редко бывает возможным. В последнее время образцы для этих испытаний стремятся нормировать в соответствии с фиг. 281. Такой образец пригоден, видимо, и для испытания литейных сплавов.

Связь между ударной вязкостью и другими механическими свойствами, в частности сопротивлением разрыву и удлинением, пока установить не удалось. Литейные сплавы, обладающие высоким удлине-

[1] W. Claus u. F. [illegible] Gieß.-Ztg. Bd. 24. 1927, S. 516; K. Matthaes, Ib. DVL, 1931. S. 469—484; H. K. Hershmann a. I. L. Basil, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 32, 1932, p. 536—557.

нием, обнаруживают также хорошую ударную вязкость; те же сплавы, которые наряду с этим характеризуются еще и высокой прочностью, оказываются особенно вязкими. Хрупкость, обнаруживаемая при подобных испытаниях, для материалов, оказывающихся вязкими при других испытаниях (например сталь), в литейных сплавах не наблюдалась. Однако в иных случаях оказывается, что отдельные материалы при ударных испытаниях ведут себя не так, как можно было бы ожидать, судя по их прочности и удлинению. Так, при испытаниях односторонне закрепленных цилиндров с полой насадкой с резьбой, представляющих, следовательно, особый вид ударных испытаний на образцах с надрезом, получают совершенно иные результаты, чем можно было бы ожидать, судя по испытаниям на разрыв. При этом литейные сплавы несмотря на меньшие значения, получаемые для них при испытании на разрыв, дают необычайно благоприятные результаты, иногда даже лучше, чем наиболее высококачественные прокатываемые сплавы. Можно ли сравнивать эти испытания с обычными ударными испытаниями надрезанных образцов, неясно. При коротких и толстых образцах напряжение при изгибе имеет иной характер, чем при длинных удлиненных образцах: в первом случае возникают высокие сдвигающие напряжения, которые могут существенным образом изменять соотношения. Это показывает во всяком случае, насколько сложны ударные испытания с надрезанными образцами и как трудно судить по их результатам о качестве материала.



Фиг. 281. Малые образцы для испытания на удар с надрезом, пригодные для испытания литья. (При недостаточной работе удара падающего молота надрез может быть сделан глубже.)

ОСОБЫЕ СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

135. Механические свойства при умеренно высоких температурах

Кроме хороших механических свойств при комнатной температуре, которые определяются методами испытаний, описанными выше, к отливке могут предъявляться требования в отношении других самых разнообразных свойств. Прежде всего литые изделия работают часто не только при комнатной, но также при значительно более высоких температурах, например в химической аппаратуре, двигателях и т. п.

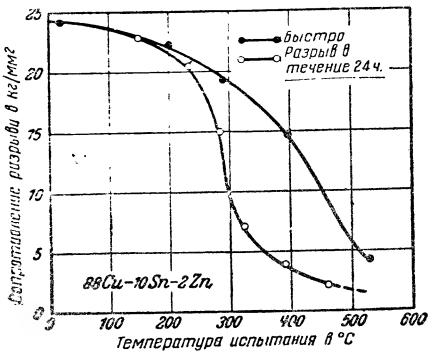
Пока, однако, применяемая температура остается ниже определенной, характерной для каждого отдельного сплава, границы, поведение этого сплава обусловливается основными моментами, которые свойственны комнатной температуре. Эта область «низких температур» характеризуется, например, для бронзы [1] (фиг. 282) и чугуна [2] (фиг. 283) тем, что прочность, твердость и другие свойства, даже при очень длительно действующих нагрузках, падают весьма незначительно

[1] J. S. Brown, J. Inst. Met., v. 34, London 1925, p. 21—41; W. [illegible] Symposium on Effect of Temperature on the Properties of Metals. Philadelphia—New-York 1931, p. 340—367.

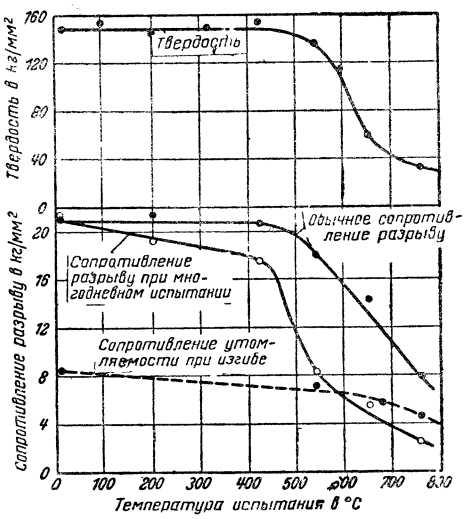
[2] H. F. Moore a. S. W. Lyon, Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 27, 1927, p. 87—101.

по сравнению с нормальными, быстро определяемыми механическими свойствами.

Абсолютные значения механических свойств в данной температурной области также мало отличаются от тех же свойств при комнатной температуре (ср. фиг. 282 и 283). Прочность, твердость и сопротивление усталости редко падают более чем на 10—20% при изменении температуры от комнатной до границы этой температурной области.



Фиг. 282. Сопротивление разрыву красного литья при различных температурах при обычном испытании на разрыв и при длительном испытании с постоянной нагрузкой (по Броуну).



Фиг. 283. Механические свойства чугуна при повышенных температурах (по Муру).

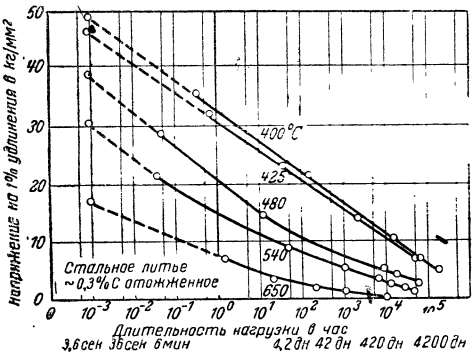
Эта предельная температура для различных материалов соответствует приблизительно температуре рекристаллизации основной составляющей сплава. На основании проведенных до сих пор испытаний для литейных и прокатываемых сплавов могут быть приняты следующие предельные температуры:

Свинцовые, оловянные и цинковые сплавы	ниже комнатной температуры
Алюминиевые сплавы	100—200°
Латунь	150°
Бронза и красное литье	200°
Монель-металл	350°
Чугун и сталь	350°

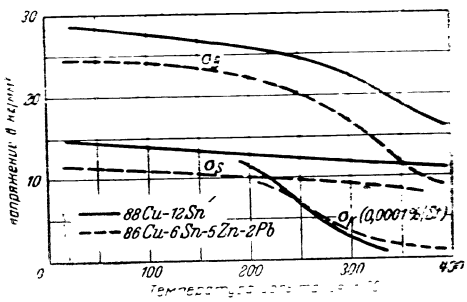
Эти предельные температуры характерны еще и тем, что при нагреве до них сохраняется неустойчивое состояние материала, возникшее, например, в результате упрочнения при холодной деформации или улучшения при термообработке (ср. раздел 139). Возможно, что холодная деформация несколько снижает эту границу. Однако это выражено весьма незначительно и для литья почти не имеет значения.

136. Сопротивление ползучести при высоких температурах

Если, однако, названная выше температурная граница превышается, то положение коренным образом изменяется. Как показывает фиг. 284 на примере стального литья[1], все величины, которые определяют сопротивление деформации сплава (предел текучести, прочность, твердость и т. д.), падают при этом и тем в большей степени, чем длительнее действует нагрузка. В то время как при низкой температуре сплав может практически бесконечно долгое время выдерживать нагрузки, почти достигающие его сопротивления разрыву (ср. раздел 131), при превышении вышеназванной температуры уже очень небольшая нагрузка переводит материал в состояние, при котором он течет (ползет), что в конечном счете приводит к его разрушению. В то время как при 200° прочность красного литья при 24-часовом



Фиг. 284. Результаты испытаний на ползучесть стального литья (по Кантеру и Спрингу).



Фиг. 285. Предел текучести σ_s и предел ползучести для 0,0001% удлинения в час σ_k красного и бронзового литья (по Прайсу и Бассетту или Кантеру).

нагружении падает весьма незначительно (фиг. 282). уменьшение прочности при 400° по отношению к нормальной составляет не менее 75%. Незнание этого обстоятельства стоило в свое время разрушения многих конструкций.

До сих пор неясно, какое постоянное напряжение может выносить материал при повышенных температурах или до какой температуры он вообще обладает сопротивлением. Прочность, а также другие критические пределы падают тем ниже (фиг. 284), чем длительнее действует нагрузка, причем не представляется возможным определить, существует ли нижний предел нагрузки, которую материал может выдерживать бесконечно долго. Поэтому условились считать сопротивлением ползучести или пределом текучести при длительных нагрузках те растягивающие напряжения, при которых материал по истечении определенного времени нагружения начинает течь с определенной критической скоростью, которую считают между 0,0001 и 0,001% в час[2]. Однако такая методика пока еще не является [illegible]. Вероятно, значения, определяемые таким образом, лежат [illegible] выше практически допустимых. При скорости течения в [illegible]% в час

[1] R. A. Bull, Symposium on Effect of Temperature [illegible]
[2] Ср. Krüger, Wärme, Bd., 56, 1933, S. 33—37.

материал получал бы уже спустя 10 дней удлинение выше 0,2%. Часто даже такое определение считают еще чересчур длительным и в таком случае ограничиваются замедленным испытанием на разрыв, которое, как свидетельствуют фиг. 282 и 283, хорошо иллюстрирует соотношение этих величин. В отношении литейных сплавов произведено весьма немного исследований, из которых, впрочем, все же становится совершенно ясным поведение материала при очень длительно действующем нагружении. Опыты Кантера и Спринга с бронзой и красным литьем[1], а также с различными литыми легированными и нелегированными сталями[2] показали, что бронза практически не оказывает никакого сопротивления длительно действующему нагружению при температуре выше 350° (фиг. 285), а сталь — при температуре выше 600° (см. фиг. 284), так как при нагружении их в 1 *кг/мм*² при испытании в течение года они удлиняются более чем на 1%. При достаточном постоянном нагружении существует, следовательно, для каждого материала верхняя температурная граница, которая не может быть превзойдена. При превышении этой границы можно рассчитывать самое большее на такие нагрузки, которые составляют только малую дробную часть нагрузок, обычно допускаемых для металлов. В качестве критерия для допустимой нагрузки между нижней и верхней предельными температурами можно взять величину, которая по фиг. 285 с повышением температуры падает почти по прямой линии от обычного предела текучести к нулю. Для бронзы эти границы можно принять 200 и 350° (см. фиг. 285). При определении этой температурной области следует также иметь в виду, что сопротивление материала может зависеть не только от длительности нагружения, но также и от длительности воздействия данной температуры. В литом состоянии материал при этой температуре обычно медленно размягчается, так как практически он никогда не находится в состоянии равновесия, но более или менее сильно упрочняется при литье в зависимости от скорости затвердевания. Особенно сильный эффект отжига обнаруживается на улучшаемых сплавах (ср. раздел 139). Чугун также изменяется в этой температурной области[3].

137. Сопротивление усталости при высоких температурах

Значительно благоприятнее, чем при постоянном нагружении, ведет себя материал, если он претерпевает длительное переменное нагружение (см. фиг. 283)[4]. Сопротивление усталости с повышением температуры падает приблизительно в той же степени, как и обычное сопротивление разрыву или твердость. Последнее объясняется тем, что при длительном нагружении вследствие быстрой перемены нагрузки высокое напряжение действует каждый раз лишь весьма короткое время. Вследствие этого обычно наблюдают своеобразное

---

[1] Дискуссия по этому вопросу см. W. P. Price. Symposium on Effect of Temperature, p. 340—367.

[2] J. J. Kanter a. L. W. Spring. Proc. Amer. Soc. Test. Mat. v. 28, 1928, p. 80—116, v. 30, 1930, p. 110—131; Met. and Alloys, v. 1, 1930, p. 880; ср. R. A. Bull, Symposium on Effect of Temperature, p. 394—435.

[3] A. Marks, Foundry Trade J., 1923, p. 421; J. W. Donaldson, Iron Age, 1924, p. 1859.

[4] H. F. Moore a. S. W. Lyon, Proc. Amer. Soc. Test Mat., v. 27, 1927, p. 87—101.

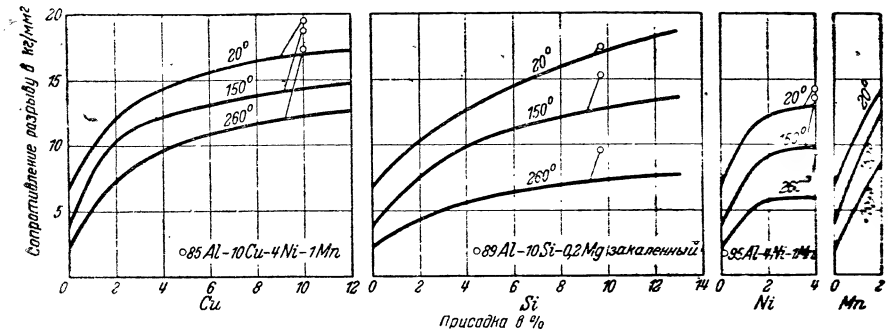
явление (см. фиг. 283), что сопротивление усталости при изгибе получается выше сопротивления разрыву, определяемого при длительном испытании.

Таким образом для поведения материала при высоких температурах характерным и принципиально важным является то обстоятельство, что его сопротивление при переменном нагружении падает лишь медленно по мере приближения к температуре плавления, в то время как сопротивление при постоянном нагружении уже гораздо раньше становится исчезающе малым.

Следовательно, каждый материал способен выносить до очень высоких температур переменное нагружение, величина которого составляет определенную часть его при комнатной температуре. Численные значения получены, однако, до сих пор лишь для чугуна (ср. фиг. 283).

138. Ускоренные испытания при высоких температурах

В специальной литературе имеется много данных относительно механических свойств при высоких и низких температурах, определяемых обычно без применения особых методов. Такие данные в свете всех предыдущих рассуждений непригодны для безусловно ценного суждения о поведении материала при соответствующих температурах. Они применимы лишь в тех случаях, когда сравниваются спла-



Фиг. 286. Фиг. 287. Фиг. 288. Фиг. 289.

Фиг. 286—289. Влияние различных добавок на стойкость алюминиевого литья при высоких температурах (по Темплину и Паулю).

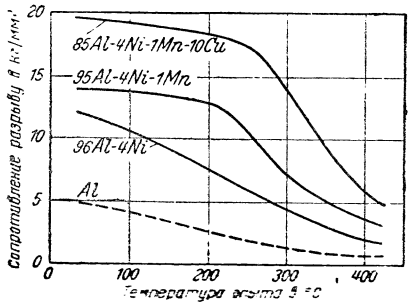
ные материалы. Однако, как видно уже на фиг. 285, свойства различных сплавов при кратковременных испытаниях значительно отличаются от свойств, получаемых при длительных испытаниях.

Не все испытания при высокой температуре одинаково надежны. Имеется ряд работ, из которых вследствие недостаточной чувствительности метода или неоднородности материала не следует достаточно ясных результатов. В целях более ясного представления о поведении материала при высокой температуре часто стремятся удлинять время испытания против обычного при низких температурах. Испытание на твердость путем вдавливания шарика для антифрикционных сплавов проводят, например, по этой причине при длительности нагружения в 3 мин. вместо обычных 30 секунд. Это различие во времени однако, столь незначительно, что хотя абсолютные значения при этом заметно понижаются, оценка материала от этого вряд ли может измениться.

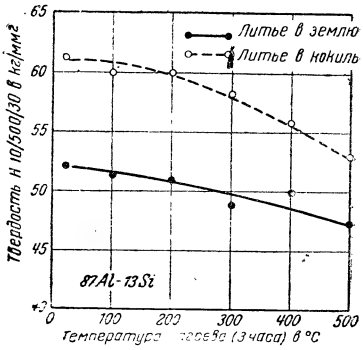
Из ускоренных испытаний литья из алюминиевых сплавов известны прежде всего испытания со сплавами, применяемыми для изготовления поршней и головок цилиндров, где материал должен выдерживать температуры выше 200° [1]. На фиг. 286—290, изображающих данные Темплина и Пауля, видно, что в соответствии с практическим опытом для прочности алюминия при высоких температурах особенно благоприятны добавки меди, а также марганца и никеля. Фиг. 291 показывает, что кокильное литье в этом отношении представляет определенные преимущества по сравнению с литьем в землю.

Электронное литье при высокой температуре значительно менее прочно, чем литье из алюминия (фиг. 292) [2].

Свойства литейных медных сплавов при высокой температуре мало исследовались [3]. На фиг. 282 показано изменение механических



Фиг. 290. Влияние различных добавок на стойкость алюминиевого литья при высоких температурах (по Темплину и Паулю).



Фиг. 291. Влияние отжига на твердость силумина.

свойств красного литья с изменением температуры испытания. Алюминиевые бронзы более прочны при высоких температурах, чем оловянные, а эти последние более прочны, чем латуни. Медноникелевые сплавы особенно прочны при высоких температурах в прокатанном состоянии. На прочность свинца высокие температуры оказывают незначительное влияние. Однако по Френчу [4] прочность, удлинение и ударная [illegible] антифрикционных бронз с высоким содержанием свинца сильно падают при температурах между 250 и 300°, что происходит, следовательно, раньше, чем для бедных свинцом бронз (см. фиг. 285).

---

[1] Rep. Brit. Light Alloys Subcom. Aeronautics, 1921; IIth Rep. Alloys Res. Com. Proc. Inst. Mech. Engr. 1921, p. 669; R. L. Templin a. D. A. Paul, ibidem; W. C. Devereux, Foundry Trade J., v. 45, 1931, p. 331—335, 349—352; H. Koch, Diss. Aachen, 1931; [illegible] Sommer, Diss. Techn. Hochsch., München 1931; Forschungsarb. Metallk., 1931, Heft 4.

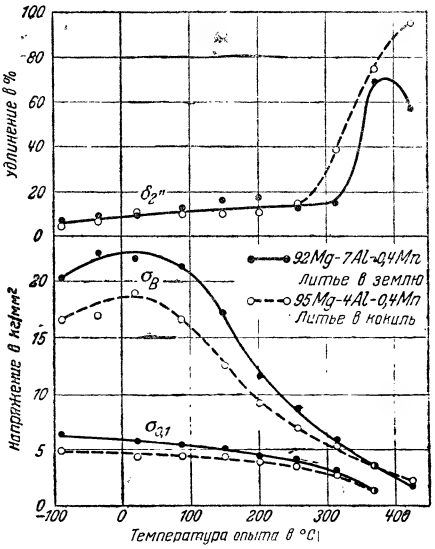
[2] R. L. Templin a. D. A. Paul, ibidem.

[3] Ср. E. R. [illegible], Symposium on Effect of Temperature, p. 316—339; W. B. Price, Symposium on Effect of Temperature, p. 340—367; C. A. Crawford a. R. Worthington, Symposium on Effect of Temperature, p. 557—588.

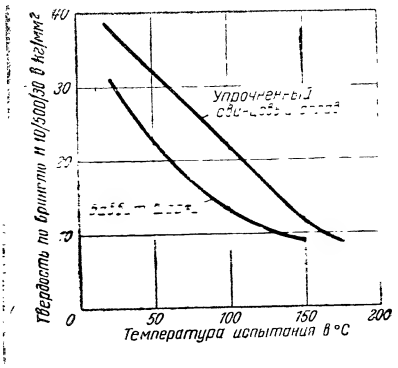
[4] H. J. French, S. J. Rosenberg, W. L. Harbough a. H. C. Cross, Technol Pap. Bur. Stand., № 13, 1928; H. J. French a. E. M. Staples, Technol Pap. Bur. Stand. № 68, 1929; Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 29, 1929, 450—486.

Удлинение и ударная вязкость цинковых сплавов[1] увеличиваются с повышением температуры. Интересно, что Мольнар находит в этом случае при высоких температурах меньшую зависимость механических свойств от продолжительности опыта, чем при низких температурах.

На механических свойствах легкоплавких антифрикционных сплавов на оловянной, свинцовой и кадмиевой основах продолжительность испытания сильно сказывается уже при комнатной температуре. Насколько сравнимы для них ускоренные испытания[2] в отношении действительных допустимых нагрузок, вопрос неясный. Достоверно лишь то, что



Фиг. 292. Предел текучести $\sigma_{0,1}$, сопротивление разрыву σ_B и удлинение δ_2'' (на 50,4 *мм*) литья из электрона при различных температурах (по Темплину и Паулю).



Фиг. 293. Твердость при повышенных температурах баббита Шарпи (83% Sn, 11,1 Sb, 5,6% Cu) и закаленного свинцового сплава.

по сравнению с бронзами они гораздо менее устойчивы, чем это может казаться, если судить по твердости, определяемой обычными способами. Числа твердости (фиг. 293), полученные для них при наших опытах, показывают, что белые сплавы на оловянной (а также свинцовой) основе гораздо легче поддаются деформации, чем закаленные свинцовые сплавы с добавками щелочных и щелочноземельных металлов.

О свойствах литья из стали и чугуна[3] имеется очень обширный материал. Некоторые характерные данные показаны на фиг. 283 и 284 и уже обсуждались нами в соответствующих разделах.

---

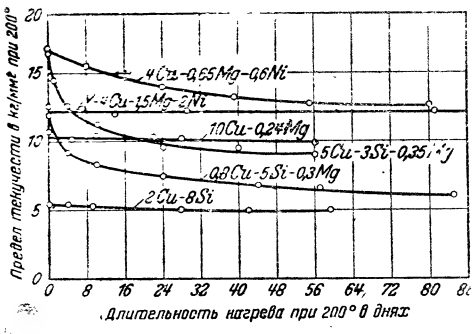
[1] M. A. Molnar, Rev. Métallurg., v. 27, 1930, p. 522; W. Schischokin u. W. Agejewa, Z. f. anorg. allg. Chem., Bd. 193, 1930, S. 237; D. L. Colwell, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 30, 1930, p. 473—492; H. A. Anderson, Symposium on Effect of Temperature, p. 271—289.

[2] J. Czochralski u. G. Welter, Lagermetalle, 2 Aufl. Berlin [illegible]; E. R. Darby, Symposium on Effect of Temperature, P. 316—339; H. C. Hershmann a. J. L. Basil, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 32, 1932, [illegible]; E. Fleischmann, Forschungsarb. Metallk., Heft 3. 1932.

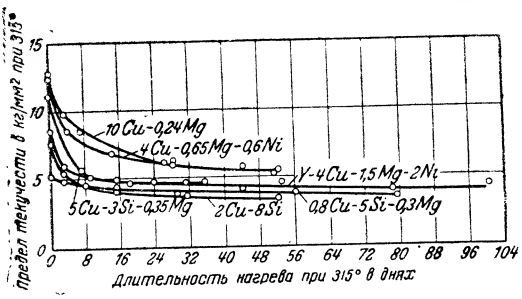
[3] R. A. Bull, Symposium on Effect of Temperature, p. 374—[illegible]; a. H. Bornstein, Symposium on Effect of Temperature, [illegible]

139. Устойчивость при высоких температурах

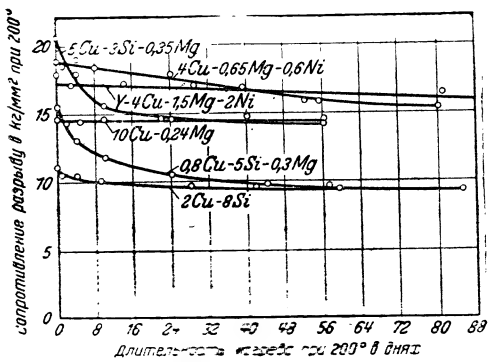
Если от сплава требуется прочность при высокой температуре, то в этом случае имеет значение не только длительность нагружения, но и длительность нагрева. Непосредственно после отливки большинство сплавов, как об этом неоднократно говорилось и раньше, находится в неустойчивом состоянии. Установления полного равновесия можно ожидать только после очень медленного затвердевания. Практически такое состояние никогда не достигается. Все сплавы обнаруживают эффект закалки при затвердевании, который постепенно снимается



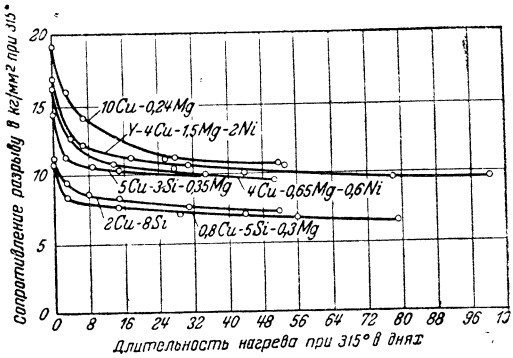
Фиг. 294.



Фиг. 296.



Фиг. 295.



Фиг. 297.

Фиг. 294—297. Влияние длительности нагрева при температуре отжига на механические свойства различных литейных алюминиевых сплавов (по Темплину и Паулю).

при нагреве их при повышенных температурах. Многие сплавы применяются в улучшенном состоянии, которое в ряде случаев вызывается намеренно, а в иных получается случайно.

Такой прочный при комнатной температуре сплав может быть назван устойчивым при высоких температурах лишь в том случае, если наряду с высокой прочностью он обладает при этом еще и способностью длительно сохранять эту прочность. Темплин и Пауль провели очень подробные испытания над устойчивостью при высоких температурах большого числа алюминиевых сплавов. Из результатов

этих испытаний (фиг. 294—297)[1] следует, что предел текучести, сопротивление разрыву, а также и твердость у сплавов с высоким средним содержанием меди и сравнительно высоким содержанием никеля сохраняют при 200° достаточно высокие значения даже при условии длительного нагрева. Эти свойства падают, напротив, тем сильнее, или же с самого начала являются тем более низкими, чем ниже содержание меди в сплаве. Температура в 315°, наоборот, чересчур высока для всех сплавов, поскольку свойства их сильно падают с увеличением длительности нагрева; различия между отдельными сплавами при этом в значительной степени выравниваются.

В общем устойчивыми при высоких температурах можно считать, повидимому, те сплавы, которые в предыдущем разделе были определены как сплавы, прочные при высокой температуре.

Устойчивость при высоких температурах можно определять также более простым способом, нагревая материал до более высоких температур, чем те, при которых он работает, и испытывая его затем при комнатной температуре. При таких испытаниях Даниельс нашел, что сплав Y (4% Cu, 2% Ni, 1.5% Mg) и сплав, часто применяемый для поршней (10% Cu, 0.3% Mg и 1.5% Fe), после 25-часового нагрева в литом состоянии оказались устойчивыми при [illegible] в улучшенном же состоянии — приблизительно до 175°. При [illegible] особенно прочным оказался сплав Y в улучшенном состоянии.

140. Механические свойства при низких температурах

Имеются также результаты отдельных испытаний литейных сплавов при низких температурах[3]. Сплавы эти, как правило, обнаруживают с падением температуры небольшое повышение твердости, прочности и некоторых других свойств при соответствующем падении удлинения. Среди употребительных литейных сплавов кроме стали нет ни одного, который претерпевал бы резкое изменение свойств при низких температурах. Однако цинковые и магниевые сплавы при низких температурах становятся довольно хрупкими по сравнению с другими сплавами[4]. Предел усталости алюминиевых сплавов при —40° приблизительно на 15% выше, чем при комнатной температуре[5].

В противоположность нагреву охлаждение до низких температур не вызывает остающихся изменений свойств. Если материал после временного охлаждения снова доведен до комнатной температуры, то свойства его остаются практически теми же, что и до охлаждения.

141. Антифрикционные свойства

В некоторых случаях важно установить поведение литейных сплавов при трении качения или скольжения относительно других материалов. Особенно высокие требования предъявляются в этом

[1] R. L. Templin a. D. A. Paul, Symposium on Effect of Temperatur[illegible] p. 290—315.

[2] S. Daniels, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 479—[illegible]

[3] Rep. Light Alloys Subcom. Aeronautics, 1921; J. Straus, Trans. Amer. [illegible] Stl. Treat., v. 16, 1929, p. 191; H. W. Russel, Symposium on Effect of Temperature, p. 658—682.

[4] I. Musatti, Met. Italiana, v. 22, 1930, p. 1052; B. E. Sandell Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., 1930; H. A. Anderson, Symposium on Effect of Temperature, p. 271—289; R. L. Templin a. D. A. Paul, Symposium on Effect of Temperature, p. 290—315.

[5] J. B. Johnson a. T. Oberg, Met. and Alloys, v. 4, 1933, p. 25—30.

отношении к подшипниковым сплавам, которые, как известно, отличаются хорошими антифрикционными свойствами. Что следует понимать под этими свойствами, остается довольно неясным и по сегодняшний день. Повидимому, сплав с высокими антифрикционными свойствами должен обладать: 1) хорошей прирабатываемостью (Einlauffähigkeit), 2) небольшим коэфициентом трения при сухом и полусухом трении, 3) способностью выдерживать большие давления раньше, чем наступит отказ в работе вследствие заедания или раздавливания, 4) небольшим износом при скользящем трении. Свойства материала зависят в общем от условий испытания. В тех случаях, когда эта зависимость, например, в отношении некоторых антифрикционных свойств очень сильна, определение этих свойств, а также установление единых норм испытания особенно трудно. С другой стороны, часто представляется возможность так организовать условия производства, что в отдельных случаях можно достичь очень хороших результатов со сплавами, которые в том или другом отношении обладают не столь высокими свойствами.

142. Прирабатываемость

Прирабатываемости подшипника сильно способствует, как учит нас опыт последних лет, хорошая пригонка элемента машины, соприкасающегося с самим подшипником. Целью такой точной пригонки является создание возможно большей и однородной опорной поверхности, т. е. устранение местных перенапряжений, могущих возникать, например, вследствие ударов в дизельмоторах. Раньше считалось обычным вынимать подшипники после недолгой их работы и прирабатывать (пришабривать — eintuschieren) вручную места наибольшего давления, хорошо заметные по блестящей поверхности, до тех пор, пока не устанавливался контакт на большей поверхности. Из всех применяемых антифрикционных сплавов только упрочненные свинцовые сплавы обладают настолько хорошей прирабатываемостью, что они могут быть пущены в работу и без столь тщательной пригонки и пришабровки. В настоящее время оказалось, однако, возможным благодаря особенно тщательной обработке поверхности в производстве настолько хорошо пригонять предварительно даже свинцовистые бронзы, что они безукоризненно прирабатываются без специальной обкатки.

Однако все же именно трудная прирабатываемость бронз препятствует до сих пор их повсеместному применению в железнодорожном деле. Бронзы с высоким содержанием свинца (20—30% Pb и выше) ведут себя при этом значительно лучше, чем бронзы, бедные свинцом [1].

143. Трение и теплообразование

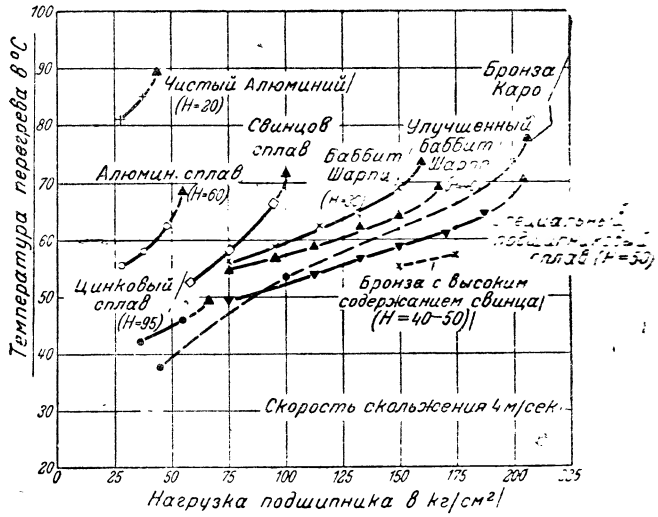
Коэфициент трения сплава, который определяет затрату работы, имеет, повидимому, подчиненное значение. Если имеется хорошая смазка, то различия между отдельными сплавами в значительной мере стираются. Иначе обстоит дело, если смазка не всегда может хорошо подаваться. Тогда имеют преимущества такие подшипниковые сплавы, которым путем создания в них строения — включения графита, пористая структура — придается в известной мере «самосмазываемость».

[1] H. J. French, S. J. Rosenberg, W. L. Harbaugh, a. H. C. Gross, Technol. Pap. Bur., Stand. No. 13, 1928.

В ограниченном размере такие металлы находят себе применение для мало нагруженных и трудно доступных подшипников.

Установление коэфициента трения производится обычно при помощи крутильных весов. При этом каким-либо динамометром измеряется момент кручения таким образом, чтобы подшипник не был увлечен вращающейся машинной деталью.

В качестве косвенного метода измерения трения предпочитают, однако, определять часто не самый коэфициент трения, а температуру, устанавливающуюся вблизи трущейся поверхности. Это имеет место особенно часто при тех антифрикционных сплавах, поведение которых при жидкостном трении считается важнее, чем при трении сухом. С этой целью испытания производятся на специальных приборах, весьма близко отвечающих практическим условиям. При этом испытании из-



Фиг. 298. Степень перегрева при применении различных подшипниковых сплавов в зависимости от нагрузки.

меряется температура в отверстии в середине оси под подшипником. Решающей является та температура, которая устанавливается как равновесная темепература часто после перехода через максимум. Эта температура, однако, будет зависеть при прочих равных условиях испытания не только от трения, но и от теплопроводности подшипникового сплава.

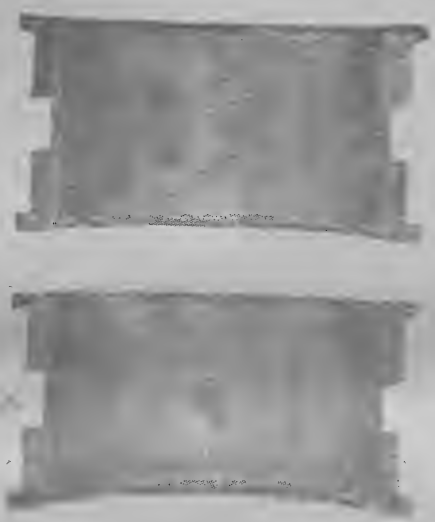
На фиг. 298 приведены результаты собственных испытаний нескольких антифрикционных сплавов, показывающих изменения температуры оси в зависимости от нагрузки. Между отдельными группами материалов обнаруживается отчетливое различие. Ниже всего температура у бронз с высоким содержанием свинца, которые соответственно с этим имеют и очень низкий коэфициент трения.

144. Нагружаемость подшипниковых сплавов

Насколько велика может быть нагрузка, которую без ослабления при работе выносит подшипниковый сплав, еще очень неясно. Причины отказа в работе могут быть, повидимому, весьма различными в зависимости от условий.

Если подшипниковый сплав сохраняет свои свойства скольжения вплоть до высоких нагрузок, что может иметь место в особенности при очень хорошем смазывании, то, очевидно, могут быть случаи, когда его механическая прочность окажется недостаточной. Два подобных случая: раздавливание и растрескивание, или раскрошивание, подшипникового сплава иллюстрируются фиг. 299. Первый случай указывает на превышение сопротивления сжатию, последний — на превышение сопротивления усталости.

Критерием поведения сплава при механических воздействиях в обоих случаях могла бы, пожалуй, служить его твердость. Это как будто соответствует в известной степени и наблюдениям на практике. Поэтому основные группы сплавов можно классифицировать прежде всего по признаку их твердости, причем нужно учитывать также твердость при повышенных температурах, а именно при температурах, развивающихся в подшипнике. Баббиты с высоким содержанием свинца отказываются служить ранее других сплавов, за ними следуют сплавы с высоким содержанием олова. Упрочненные свинцовые сплавы для заливки подшипников выдерживают уже значительно большие нагрузки, однако далеко не могут сравняться с бронзами.



Фиг. 299. Вкладыши подшипников с выкрошившимся и работавшим при перегреве баббитом.

Практический опыт учит нас [illegible], что хорошая механическая прочность ни в коем случае не является достаточным условием высокой нагружаемости подшипникового сплава. Наоборот, оказывается, что целые группы материалов непригодны для такого применния, так как они уже при умеренных нагрузках приводят к сильному теплообразованию, повреждениям скользящих поверх[illegible]ниям. По этой причине, повидимому, цинковые и алюмин[illegible] также стали не представляют собой высококачест[illegible]ых сплавов. При меньших же требованиях к нагру[illegible]пример при поршневых сплавах, такие сплавы могут [illegible]годными. Литейные алюминиевые сплавы благодаря их [illegible]инствам являются сейчас основным материалом для пор[illegible] 162).

Испы[illegible]ти сплавов на испытательных приборах до [illegible]дно. Условия испытания должны быть [illegible] необходимо тщательно избегать повре[illegible]ть преждевременное заедание. Если эти требо[illegible] показано на фиг. 298) путем постепенно [illegible]ить поведение сплавов различных [illegible] необходимо при этом отметить, что [illegible]тания результаты для отдельных сплавов могут [illegible] различными. Известно, что некоторые подшипников[illegible] которые при определенных усло-

виях дают в эксплоатации блестящие результаты, при других условиях отказываются служить раньше, чем менее высококачественные сплавы, работающие в первом случае в подходящих для них условиях. Так как по этому вопросу едва ли имеются систематические исследования, то обстоятельный обзор поведения различных сплавов в отношении их нагружаемости невозможен. Особенно высококачественными в этом смысле считаются бронзы с высоким содержанием свинца и без содержания цинка [1].

145. Антифрикционные свойства при перегрузках

Совершенно не ясно также, какие факторы вызывают разогрев вкладыша при работе. В этом случае при условиях работы, которые он в нормальной обстановке переносит безболезненно, вкладыш нагревается так сильно, что подшипниковый сплав плавится и вытекает. Естественно, что это имеет место при легкоплавких сплавах, в то время как тугоплавкие материалы при сильном нагреве истирают вал. При этом процессе играет еще известную роль точка плавления подшипникового сплава, а также, быть может, его теплопроводность. Низкая точка плавления оловянного баббита, особенно с большими добавками свинца, с эвтектикой олово-свинец-сурьма, плавящейся при 184°, в высшей степени неблагоприятна в этом отношении. Так как она лежит ниже температуры разложения смазочного масла, то отказ от работы подшипникового сплава обнаруживается лишь тогда, когда он уже вытек и вал начинает работать непосредственно по незалитому вкладышу.

Поэтому на случай аварии вкладыш также должен обладать известными антифрикционными свойствами.

Красное литье или бронза, из которых обычно изготовляются вкладыши, не должны быть прежде всего хрупкими при высоких температурах, чтобы вал мог в течение некоторого времени вращаться в них. Этому требованию удовлетворяет, повидимому, большинство бронз, за исключением содержащих повышенное количество фосфора (свыше 0,5% P). Далее бронзы не должны вызывать слишком сильный износ вала. Это может иметь место в том случае, если бронзы содержат сравнительно большие количества твердых составляющих. Особенно нежелательны также такие сплавы, которые при подобных испытаниях на антифрикционные свойства налипают на вал.

По нормам испытаний Германского управления имперских железных дорог к вкладышам, изготовляемым из красного литья и различных бронз главным образом для товарных вагонов, предъявляется требование, чтобы они выдерживали без разрушения в течение часа нагрузку в 6000 *кг* при скорости вращения в 250 об/мин на валу с диаметром 115 *мм*[2]. При этом имеют в виду вкладыш, залитый железнодорожным баббитом и работающий без смазки.

146. Испытания на изнашиваемость

Большое значение имеет также износ материала при его работе. Ускоренных испытаний, которые давали бы безукоризненно точные сведения в этом отношении, до сих пор в технике неизвестно. Испыта-

[1] Ср. Clamer, J. Franklin Inst., v. 156, 1903, p. 49; H. J. Freeman a. E. M. Staples, Res. Pap. Bur. Stand., № 68, 1929; Met. Ind., v. 35, London 1929, p. 177—180; H. G. Dews, The Metallurgy of Bronze, London 1930, p. 53.

[2] H. Müller, Glasers Ann., Sonderheft 50-jähr. Bestehen 1926, S. 179—191.

ния на различных приборах [1], которые работают либо на принципе скольжения, либо на принципе качения или же представляют собой комбинацию обоих, приводят, повидимому, к совершенно различным результатам для одного и того же материала. Величина износа кроме того зависит от характера работающей пары, смазки, атмосферы и других факторов, влияние которых пока не поддается учету [2].

Суждение об износе различных материалов по их механическим свойствам не представляется возможным. Прежде считали, что твердость также может быть мерилом сопротивления износу. Однако эта точка зрения на основании опыта и новых исследований оказалась неправильной.

Для литейных сплавов эти отношения несколько проще, поскольку в важнейших областях применения — подшипниках, поршнях — имеет место чисто скользящее трение. Значительный износ наступает, повидимому, лишь в том случае, если между элементами работающей пары существует металлический контакт; трение, следовательно, оказывается не чисто жидкостным, а полужидкостным или сухим. В обоих случаях это имеет место в течение значительного времени всей работы отчасти из-за высоких давлений, отчасти из-за малых скоростей при пуске и торможении, т. е. в мертвых точках.

Таблица 18

Износ подшипниковых сплавов при испытаниях на прирабатываемость и на истираемость

Сплав	Износ	
	со смазкой [3] 10^{-3} *мм*	без смазки [4] *мм*
Чугун	—	0,2—0,3
Различные бронзы	2—5	Около 1
Баббиты с высоким содержанием олова	20—30	2—2,5
Подшипниковые сплавы с высоким содержанием свинца . . .	До 55	3—5

Что касается износа подшипниковых сплавов, то оказывается, что практические условия очень трудно воспроизводимы при лабораторных испытаниях [5]. Лишь при самом тщательном соблюдении идентичности всех, даже, казалось бы, весьма второстепенных факторов, удается получить воспроизводимые результаты. Некоторые из них приведены в табл. 18. Они подтверждают практические данные о том, что износ

[1] W. Deutsch u. G. Fink, Z. VDI, Bd. 72, 1928, S. 1541—1546.

[2] Ср. M. Fink, Diss. Tech. Hochsch. Berlin, 1929; Org. Fortschr. Eisenbahnwes., Bd. 84, 1929, S. 405—411; M. Fink u. U. Hofmann, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932, S. 49—54; Arch. Eisenhüttenwes., Bd. 6, 1932/33, S. 161—164.

[3] Машина для испытания на прирабатываемость подшипников системы Геттинген: диаметр вала 80 *мм*, ширина подшипника 30 *мм*, окружная скорость 2,1 *м/сек*, нагрузка 1510 *кг*, что соответствует 70—80 *кг/см*^{2}, игра 0,2 *мм*, летнее масло. Длительность испытания 24 часа (при бронзах 17 час. с половинной нагрузкой, 144 часа с полной нагрузкой — значения, равные $^1/_6$ износа).

[4] Граммофонный аппарат для испытаний на износ по Коху: поверхность, испытывающая давление, 3,14 *мм*^{2}; давление 2 *кг*; длина рабочего пути 16 *м*; длительность испытания 1,4 минуты.

[5] Ср. J. Czochralski u. G. Welter, Lagermetalle und ihre technologische Bewertung, 2, Aufl. Berlin 1924.

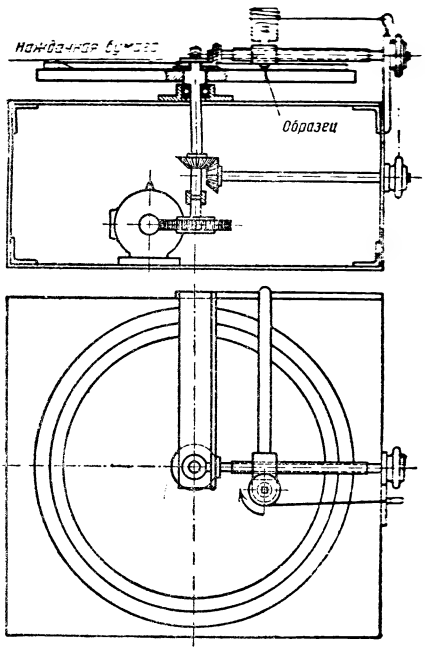
бронз значительно меньше, чем высоко оловянистых баббитов, а износ последних в свою очередь ниже износа подшипниковых сплавов с высоким содержанием свинца[1].

Таблица 19

Свойства поршневых сплавов (по Г. Коху)

Сплав	Относительные значения изнашиваемости	Коэфициент расширения 10^{-7}	Теплопроводность *кал/см-сек*
Алюминиевые сплавы с содержанием меди 7—17% и т. д. (боналит, линит, K. S. — спец. красное литье)	1,0—1,2	22—24	0,33—0,34
Сплав Y (литой)	0,8	24,5	0,39—0,4
Сплав RR53	1,0	22—23	0,345
Сплавы на силуминовой основе (KS245 — титаналь)	0,8	19—21	0,26—0,29
Сплав с высоким содержанием кремния (алюзиль — KS280)	0,6—0,7	17—19	0,20
Электронное литье	1,4—1,7	23—26	0,15—0,3
Серый чугун	0,3—0,5	11—12	0,13

Для классификации подшипниковых сплавов удобным оказался так же весьма простой прибор для определения износа. В основном он представляет собой граммофонный привод (фиг. 300)[2]. Мембрану заменяет штифт из исследуемого сплава, на который давит определенный груз: на место пластинки помещается лист крокусовой бумаги. Износ, определяемый после известного пути скольжения, соответствует приблизительно тем же значениям, которые получают при определении на испытательном станке для подшипников (ср. табл. 18). Это доказывает также, что износ подшипниковых металлов на практике связан всегда с наличием трения между двумя металлическими поверхностями, т. е. с сухим или полусухим трением, а не жидкостным.



Фиг. 300. Прибор для определения изнашиваемости по Э. Коху

Изнашивание поршневых сплавов особенно подробно исследовано Кохом[3]. В испытательном приборе сплав поджимается к вращающемуся диску из литейного серого чугуна при различных условиях смазывания. Относительные значения изнашиваемости, полученные при скорости скольжения, соответствующей

[1] H. Müller, Z. f. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 305—310.

[2] K. Honda a. R. Yamada, Sci. Rep. Tôhoku Imp. Univ. S[illegible] 14, 1[illegible] p. 63—83; W. Linicus, Schrift. Techn. Hochsch., Darmstadt, 1933 H[illegible] S. 13—[illegible].

[3] H. Koch, Diss. Aachen, 1931.

ней скорости поршня, для различных серий поршневых сплавов приведены в табл. 19. По этим данным поршневые сплавы с высоким содержанием кремния изнашиваются почти так же мало, как чугун. Среднее место занимают часто применяемые алюминиевые сплавы с медью, тогда как электрон обнаруживает приблизительно вдвое большую изнашиваемость по сравнению с последними.

147. Коррозия литья

Наряду с требованиями, касающимися механических и физических свойств, к литейным сплавам могут предъявляться также требования, касающиеся их химической устойчивости. Если при этом речь идет о сильно коррозионных средах, например кислотах, то вопрос сводится к выбору лишь немногих специальных сплавов, поставляемых специальными фирмами. Часто даже приходится подбирать подходящий сплав для данного случая путем постановки специальных опытов.

Но и обычные производственные условия могут предъявлять значительные требования к устойчивости сплава против коррозии. Очень сильно сказывается уже действие морской и соленой воды. Магниевые сплавы, а также чугун разрушаются под их влиянием в очень короткое время. Из литейных алюминиевых сплавов только специальные сплавы с магнием, например сплав K. S. Seewasser (2,25% Mg, 2,5% Mn, 0,2% Sb)[1] и особенно сплавы типа магналий (гидроналиум, дуранаалиум, BSS, бирмабрайт) с 6—10% Mg[2], вновь широко применяющиеся в последнее время, выдерживают без больших повреждений длительное соприкосновение с соленой водой. Воздействие соленой воды могут короткое время выдерживать также не содержащие меди алюминиевые сплавы, в особенности алюминиевокремниевые сплавы (силумины) и сплавы Al с Mg_2Si (антикородаль, панталь). Даже медные сплавы не являются устойчивыми по отношению к соленой воде. Последние исследования показывают при этом, что не содержащие цинка бронзы более устойчивы против коррозии, чем бронзы с цинком[3]. Магниевые сплавы, чугун и содержащие медь сплавы алюминия корродируют при длительном соприкосновении даже с обычной водой, например в установках с водяным охлаждением, а также при воздействии обычной атмосферы. Магниевые сплавы даже в сухом воздухе требуют защитных покрытий. Последние оказываются не бесполезными также и для алюминиевых сплавов. В последнее время для защиты против воздействия воды в охладительных установках рекомендуется добавлять к воде 1% эмульгированного масла[4].

Устойчивость против коррозии литейных сплавов до сих пор не исследовалась более подробно. В большинстве случаев ограничиваются суждением по внешнему виду после соответствующих испытаний, например в морской воде, в шкафу для опрыскивания соляным раствором или в установке с перемешиванием соленой воды. Применяемый в последнее время при испытании прокатываемых сплавов метод определения механических свойств в зависимости от длительности коррозии[5]

---

[1] R. Sterner-Rainer, Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 282—284.

[2] O. Keinert, Werkst.-Techn., Bd. 27, 1933, S. 100—103.

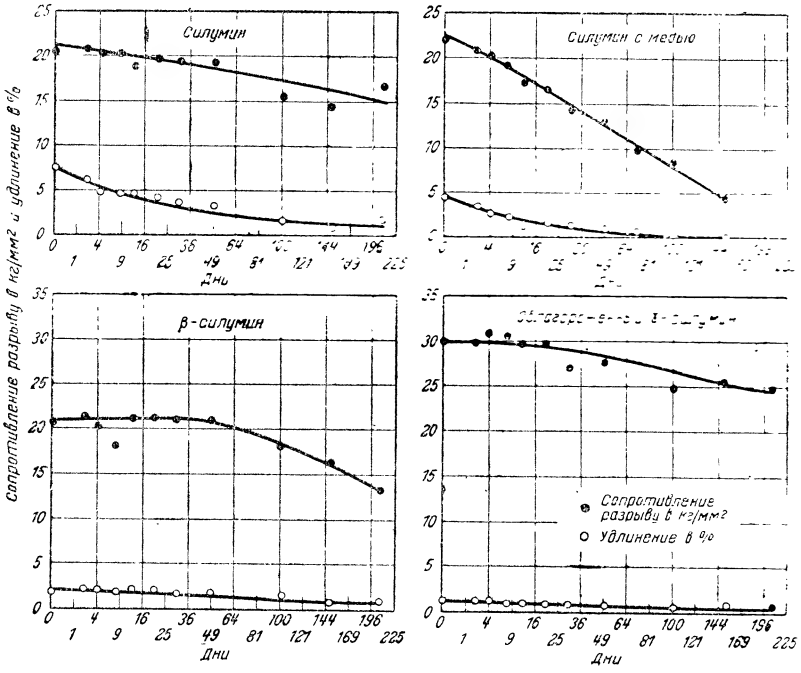
[3] H. C. Dews, The Metallurgy of Bronze, S. 62, London 1930; K. Hanser, Mitt. Gutehoffnungshütte, Bd. 2, 1932/33, S. 90—94.

[4] H. Buchholtz u. K. Krekeler, Stahl u. Eisen, Bd. 53, 1933, S. 671—674.

[5] Ср. P. Brenner, Korrosion u. Metallschutz, Bd. 1, Berlin 1932.

может быть целиком перенесен и на литейные сплавы[1]. Результаты, иллюстрируемые фиг. 301—304 и относящиеся к испытаниям образцов толщиной 8 *мм* из различных сортов силумина, позволяют легко обнаружить вредное влияние меди. Магний, наоборот, оказывает благоприятное действие.

Общие законы коррозии сплавов до сих пор не установлены. Однако обширный практический опыт, особенно в отношении алюминиевых сплавов, позволяет установить некоторые общие закономерности. Так, добавки, входящие в твердый раствор, действуют обычно благоприятно в отношении менее благородных металлов и очень небла-

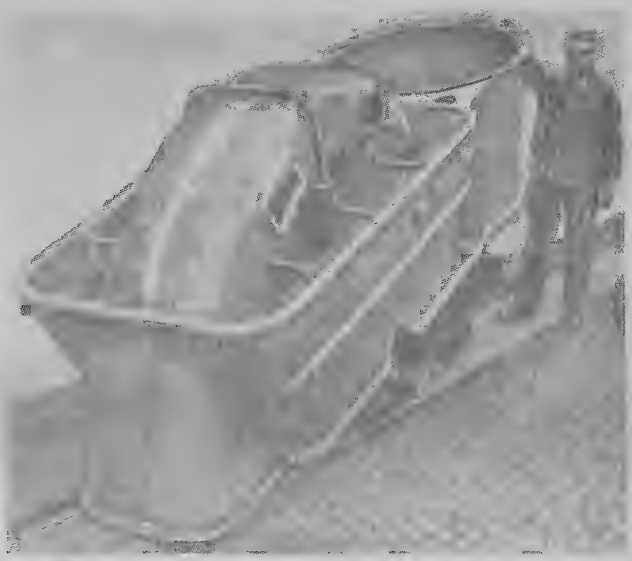


Фиг. 301—304. Влияние коррозии в шпиндельном аппарате с перемешиванием соляного раствора (3% NaCl, 0.1% H_2O_2) на механические свойства различных сортов силумина (образцы 8 *мм* с литейной коркой).

приятно в отношении более благородных металлов. Коррозионная среда растворяет вначале оба металла, но если добавленный металл значительно благороднее алюминия, то он осаждается на нем и образует местные элементы, которые создают вторичный процесс и сильно ускоряют коррозию. Поэтому медь является особенно вредной[2]. Она образует с алюминием твердый раствор и представляет достаточно благородный элемент. Магний при содержании примерно до 8% очень благоприятно сказывается на устойчивости алюминия против коррозии, причем он также образует с ним твердые растворы в довольно больших концентрациях. Но так как оба металла обладают приблизительно одинаковым потенциалом, то растворенный магний вновь выделяется

[1] R. Sterner-Rainer, Z. f. Metallk., Bd. [illegible], 1928, S. [illegible].
[2] W. Krönig, Korrosion u. Metallschutz, Bd. 7, 1931, S. [illegible].

на алюминии. Влияние гетерогенной структуры может быть различно [1]. Обычно оно неблагоприятно, в особенности в том случае, если вторая фаза благороднее чем основной металл, или если она способствует электрохимическому воздействию вследствие ли своей лучшей электропроводности или же очень тонкого распределения. Если же фаза сама по себе очень устойчива и при том неблагородна, то она даже может служить защитой алюминию. Такая защита может достигаться и искусственным образом—путем соединения алюминия с цинком или кадмием [2]



Фиг. 305. Корпус вентилятора из устойчивого против коррозии литейного и алюминиевого сплава K. S. Seewasser. Изготовитель К. Шмидт, Некарсульм.

Из алюминиевых сплавов особенно устойчивым против коррозии оказался сплав K. S. Seewasser с 2% Mg, 2% Mn, 0,1% Sb и 0,9% Si. На фиг. 305 изображена сравнительно больших размеров отливка из этого материала. В последнее время рекомендуются также сплавы с содержанием магния до 10%; такие сплавы, если от них требуют устойчивости против коррозии, не должны, однако, содержать свободной фазы Mg$_2$Al$_3$ (ср. раздел 59). Далее, сравнительно устойчивыми против коррозии являются все сплавы, не содержащие меди, например силумин и γ-алюминий, также антикородаль, содержащий силицид магния и др.

ИСПЫТАНИЯ И СВОЙСТВА ОТЛИВОК

145. Образцы и отливки

Отливки из [illegible] материалов являются в настоящее время по всеобщему признанию [illegible] элементами конструкций, к выносливости и сроку службы которых часто предъявляются столь же

[1] G. Akimov, Korrosion u. Metallschutz, Bd. 8, 1932, S. 197—205.

[2] G. Akimov u. W. Krönig, Korrosion u. Metallschutz, Bd. 8, 1932, S. 115—117.

высокие требования, как и к деталям из деформированного материала. Для суждения о пригодности механически обработанного материала для тех или иных целей ранее считалось достаточным определение сопротивления разрыву и удлинения образцов. Напротив, испытание литья с самого начала систематических исследований материалов являлось весьма спорным вопросом. Еще и по сей день ряд лиц придерживается того мнения, что установление свойств отдельно отлитых образцов при строго определенных условиях дает достаточный критерий для оценки [1]. Естественно, что эта точка зрения особенно защищается производственниками, для которых введение новых, более жестких, испытаний является лишним бременем.

Однако в настоящее время, когда мы ищем путей к совершенствованию наших материалов и изготовляемых изделий при помощи всех имеющихся в нашем распоряжении средств, подобная точка зрения не имеет никакого оправдания. Круги потребителей побеждают сопротивление производителей и ставят свои требования определенных свойств в изделии. И при сильной конкуренции между различными способами придания формы производитель вредит только самому себе, если он не способствует повышению качества своего материала, пользуясь тщательным контролем. Тенденция настоящего времени такова, что даже в тех случаях, если речь идет об обрабатываемых материалах, испытанию простых образцов придается все меньшее значение и качество материала изучается на целых элементах конструкции. Наше знание действительных закономерностей в этой области было до сих пор слишком неполным, чтобы уже сегодня мы имели возможность судить о поведении изделия на практике только на основании тех немногих свойств, которые удается установить при помощи очень упрощенных испытаний. Необходимо отметить при этом прежде всего то обстоятельство, насколько ненадежны еще наши принципы расчета и как мало мы можем вообще говорить о действительных условиях напряженного состояния.

Мы приходим таким образом к следующим основным положениям, касающимся как литого, так и обработанного материала. Простые нормированные методы испытаний на образцах, описанные в разделе 117, служат для установления важнейших свойств данного материала. Специальные лабораторные и производственные испытания самих изделий составляют, напротив, единственный способ, позволяющий правильно судить о поведении материала в работе. Только очень глубокое, опирающееся на основательные опыты знание свойств материалов при всех возможных условиях напряженного состояния плюс большой производственный и конструктивный опыт могут позволить нам при известных обстоятельствах обойтись без проведения производственных испытаний.

Насколько такое понимание дела, несмотря на все сопротивление, проникло в практику, свидетельствует следующий проект норм испытания важнейшего литейного сплава — чугуна.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ ЧУГУНА

Предварительная норма DIN.
Проект 2.
Метод испытания DVM A108.

[1] Ср. доклады и прения в Congr. Ass. Int. Essai Mat. [illegible] Inst. Met., v. 48, London 1932, p. 273—310.

Отбор образцов

Образцы могут, смотря по роду материала и назначению отливки и в соответствии с положением DIN 1691 или же по желанию заказчика:

1) отливаться отдельно;

2) отбираться из планки, отливаемой как одно целое с отливкой;

3) вырезаться из самой отливки.

Способ отбора образцов может быть в случае необходимости предварительно согласован между поставщиком и заказчиком.

Отдельно отливаемые образцы

1. Отдельно отливаемые образцы позволяют судить о свойствах отливки лишь в том случае, если они отливаются из одного и того же ковша и приблизительно при равных условиях, в особенности при примерно одинаковых скоростях затвердевания и охлаждения. Образцы, отливаемые как одно целое с отливкой.

2. Образцы отбираются из одной или нескольких призматической формы планок, отливаемых непосредственно с изделием.

3. Планки для образцов должны быть по возможности органически связаны с отливкой, причем специальным условием является устранение местных скоплений материала и резких различий по толщине сечения. Они должны быть так расположены, чтобы затвердевание и охлаждение их происходило при возможно одинаковых условиях и по возможности с той же скоростью, как и в наиболее ответственных частях отливки.

4. Расположение планок не должно ухудшать условий литья и обработки отливки. Планки должны легко отделяться от отливки.

Отбор образцов из отливки

5. Если образцы отбираются непосредственно из отливки, то для этого следует выбирать преимущественно ответственные части или, при невозможности, такие части, которые затвердевают и охлаждаются в примерно одинаковых условиях с первыми, в особенности с приблизительно одинаковой скоростью.

Образцы

6. Размеры и изготовление образцов установлены предварительными нормами DIN для испытания на растяжение чугуна по способу DVM A109 и предварительными нормами DIN для испытания на изгиб чугуна по способу DVM A110 [1].

7. При толщинах стенки или планки до 30 *мм* образец по *b* (или *c*) должен быть выбран с возможно большим диаметром. (Предельный случай при испытании на разрыв: толщина стенки равна диаметру нарезной или цилиндрической головки.)

149. Образцы, отливаемые как одно целое с отливкой

Поскольку на основании опыта было установлено, что свойства материала, определяемые на отдельно отлитых образцах, не являются решающими для суждения о свойствах отливки, были сделаны попытки заменить слишком сложное непосредственное испытание отливок более простым. Так, вошли в норму испытания круглых образцов и призматических планок, отлитых как одно целое с отливкой.

Под отливаемыми как одно целое с отливкой образцами подразумевают образцы такой же формы, как и отдельно отливаемые, но которые своими концами соединены с отливкой. Обычно они располагаются горизонтально. При литье из алюминия такой образец обычно отливается [illegible] (см. фиг. 306). При бронзе и красном литье в Америке, наоборот, образцы снабжают выпором по всей длине [2].

Несомненно такие образцы позволяют лучше и более надежно судить об условиях литья, чем отдельно отлитые. Кроме того они дают возможность осуществить последующий контроль, неосуществимый

[1] Ср. раздел 117.

[2] J. W. Bolton, Trans. Bull. Amer. Foundry Ass., v. 1, 1930, p. 16—21.

в случае отдельных отлитых образцов. Однако свойства образцов, [illegible]ваемых как одно целое с отливкой, далеко не соответствуют свойствам самой отливки, как об этом свидетельствует табл. 20. Практически они скорее полностью соответствуют свойствам отдельно отлитых образцов [1].

Таблица 20

Механические свойства силумина с медью при различных способах отбора образцов

Способ отбора образцов		Число образцов	Сопротивление разрыву, *кг/мм²*		
			среднее значение	минимальное значение	максимальное значение
Отдельно отлитые разрывные образцы диаметром 12 *мм*		11	19,6	16,8	20,8
Верхняя и нижняя части картеров авиамотора	Отлитые вместе с отливкой разрывные образцы диаметром 12 *мм*	43	19,9	16,0	22,8 (?)
	Отлитые вместе с отливкой планки 10 × 20 *мм* .	128	14,0	9,7	20,2
	Образцы из отливки с толщиной стенки около 10 *мм*	10	14,1	9,9	19,3

Установление размеров образца применительно к средней толщине стенки, что часто рекомендуется, не совсем ясно при условии круглой или же прямоугольной формы образцов. По соображениям, изложенным в разделе 112, круглые образцы должны были бы иметь при этом примерно вдвое больший диаметр, чем средняя принятая толщина стенки. Особенно же характерен (табл. 20) тот факт, что отлитые как одно целое с отливкой образцы дают гораздо меньшие отклонения свойств от средних значений, чем самая отливка. Правда, более толстые образцы обнаруживают меньшие значения прочности (ср. раздел 113), но отклонения не намного больше. Очевидно, колебания факторов, которые влияют на свойства отливки, проявляются при отлитых как одно целое с отливкой образцах не в одинаковой мере.

150. Планки, отливаемые как одно целое с отливкой

Способ литья образцов для испытания как одно целое с отливкой в виде плоских стержней, составляющих продолжение ее выступающих частей (фиг. 306), считают достаточно пригодным в настоящее время для получения в должной мере надежного представления о механических свойствах отливки, не прибегая к ее разрушению. Н[illegible] DIN 108, приведенная в разделе 148, рекомендует отливку [illegible] планок вообще для испытания чугуна. Там же даны и указани[illegible] [illegible]сительно расположения планок. Они отливаются преимуще[illegible] горизонтально. Указание, данное для чугуна, чтобы затв[illegible] и охлаждение их (планок) происходило при возможно [illegible]

[1] Ср. также E. H. Dix a. A. J. Lyon, J. I[illegible]

виях и по возможности с той же скоростью, как и в наиболее ответственных частях отливки», не распространяется, однако, на литье из легких сплавов. В этом случае обычно даже предписывается, чтобы планки не примыкали к холодильникам, в то время как в целях улучшения свойств в наиболее ответственных частях отливки охотно применяют такие холодильники.

Какое преимущество представляют отлитые как одно целое с отливкой планки по сравнению с отлитыми тем же способом круглыми образцами, пока определить трудно. Однако испытания стального литья показали, например, что неправильная формовка ухудшает равным образом как свойства самой отливки, так и свойства планок, отлитых как одно целое с этой последней[1]. По табл. 20 видно далее на примере картера авиамотора из силумина с медью, что колебания в значениях сопротивления разрыву для планок значительно бо́льшие, чем для отлитых отдельно или же как одно целое с отливкой круглых образцов, и приблизительно соответствуют колебаниям для образцов, взятых от отливки. Совпадение средних результатов испытаний для образцов, взятых от отливки и от планок, зависит главным образом от правильного выбора их толщины. Для случая картера авиамотора, значения сопротивления разрыву которого приведены в табл. 20, это было, повидимому, сделано удачно.

Фиг. 306. Часть картера авиамотора Юнкерса с отлитыми вместе с ним образцом *P* и планкой *L*.

Против применения планок для образцов как критерия для определения свойств отливки выдвигается еще то возражение, что в зависимости от условий подвода металла можно получить хорошие свойства в отливке и плохие в планке и, наоборот, плохие свойства в отливке и хорошие в планке. Во всяком случае правильное устройство планок требует большого опыта. Использование полученных этим способом результатов предполагает обязательную проверку путем выборочной пробы совпадения этих результатов с значениями для самой отливки.

151. Влияние литейной корки

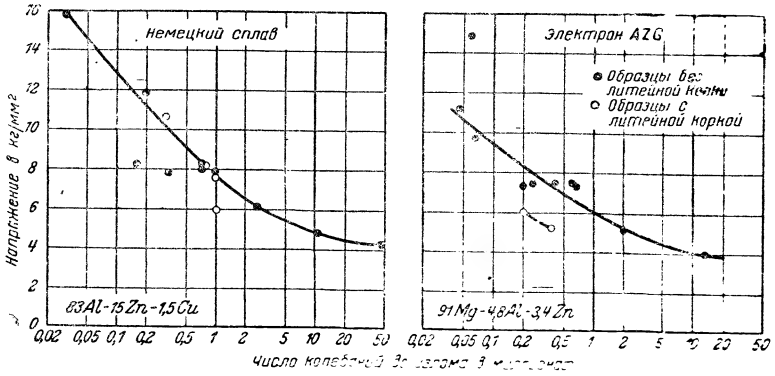
Как уже упоминалось в разделе 148, результаты испытаний образцов могут получиться несколько различными в зависимости от того, испытываются ли они с литейной коркой или без нее. Обычно принято не удалять литейную корку, что больше отвечает условиям практики.

По вопросу о влиянии литейной корки на свойства отливки имеется лишь несколько испытаний на усталость Маттэса[2]. Резуль-

[1] F H. Heinrich, Stahl u. Eisen, Bd. 52. 1932. S. 1017–1020

[2] K. Matthaes, Ib. DVL, 1931, S. 439—484.

таты этих испытаний показывают соответственно фиг. 307, что образцы, взятые от картера (из немецкого сплава), с литейной коркой и без нее практически дают одинаково хорошие результаты, в то время как сопротивление усталости электрона (фиг. 308) при наличии литейной корки сильно снижается (ср. раздел 153).



Фиг. 307 и 308. Результаты испытаний на усталость при изгибе образцов из картеров авиамоторов, отлитых из немецкого сплава и из электрона (по Маттеосу).

152. Механические свойства отливок

Цифровые данные о механических свойствах, полученные на деталях текущего производства, очень скудны. Правда, в литературе имеется большое число исследований несложных отливок. Однако же в этих последних проявляются в основном те же закономерности, которые справедливы и для отдельно отлитых образцов, так как в них отсутствуют резкие переходы сечения и т. д. Очень часто испытания производятся на специальных пробных отливках, так что и в этом случае нельзя с уверенностью сказать, действительно ли условия работы соответствуют обычным условиям производства. Эти замечания особенно относятся к исследованиям полых отливок с переменной толщиной стенки [1] и плит [2] из чугуна и стали.

Однако испытания специальных фасонных отливок, представляющих подобие настоящих отливок, но в уменьшенной и упрощенной копии, могут доставить при известных обстоятельствах весьма ценный материал, особенно для работ по исследованию сплавов. При этом, конечно, обязательно условие, чтобы меньшая толщина образца для данной цели имела подчиненное значение. Так, испытания при изучении новых улучшаемых медных сплавов для вкладышей подшипников могли с успехом проводиться на трубах при центробежном литье и литье в землю [3].

Свойства отливок должны, естественно, колебаться в значительно больших пределах, чем свойства образцов, так как условия литья для разных мест в отливке могут быть весьма различными. В [illegible]

[1] N. L. Mochel, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 29, 1929, p. 163—[illegible]. Congr. Int. Essai Mat., Zürich 1931, p. 75—108.

[2] C. H. Bulleid, Proc. South Wales Inst. Engr., v. 47, 1931, p. [illegible]. F. H. Heinrich, Stahl u. Eisen, Bd. 52, 1932, S. 1017—1020.

[3] G. Sachs a. E. Scheuer, J. Inst. Met., v. 48, London 1932, p. [illegible].

Таблица 21

Механические свойства отливок из легких сплавов

Сплав	Наименование отливки и способ отбора образцов	Испытания на растяжение: Число образцов	Испытания на растяжение: Предел текучести *кг/мм²*	Испытания на растяжение: Сопротивление разрыву *кг/мм²*	Удлинение %	Твердость по Бринелю *кг/мм²*	Предел усталости при изгибе *кг/мм²*	Источник
			Обычные алюминиевые сплавы					
Немецкий сплав: 82% Al, 1,5% Zn, 1,5% Cu	Картер авиамотора, верхняя и нижняя части, толщина стенки 3—10 *мм*	82		10,4; 6,5; 16,6	1,2; 0,4; 2,7	—	—	Дорнауф
	Картер авиамотора [1] и [2], нижняя часть, толщина стенки 3—6 *мм*	9	> 14,5; 13,8; 15,2	18,2; 10,5; 24,2	0,5; 0,2; 1,1	86	5	Маттэс
	Отдельно отлитые образцы [3]	—	(7)	(16)	(6,5)	(55)	(4,5)	—
Американский сплав: 92% Al, 8% Cu	Картер авиамотора, верхняя часть, толщина стенки 6—25 *мм*	56	(5,4) [1]	10,4; 3,9; 15,3	~0; 0; 0,5	—	—	Дикс-Лайон
	Отдельно отлитые образцы	—	—	(12,5)	(2)	—	(6) [3]	»
Меднокремниевый сплав: 91% Al, 3,5% Cu, 4% Si	Картер авиамотора, верхняя часть, толщина стенки 6—25 *мм*	56	(3,8) [1]	12,5; 5,4; 16,7	1,4; 1; 2	—	—	—
	Отдельно отлитые образцы [5]	—	—	(13,2)	(2)	—	—	—
Силумин: 86% Al, 13% Si	Картер авиамотора, верхняя часть, толщина стенки 6—25 *мм*	56	(2,6) [4]	14,0; 9,0; 16,5	3,7; 1,5; 8,5	—	—	—

80% Al, 10% Si	часть, толщина стенки 6—25 мм							
(1,15% Fe)[1]	Отдельно отлитые образцы[5]	—	—	(17,2)	(5)	—	(4,5)[3]	—
Силумин с медью: 87% Al; 12% Si, 0,8% Cu, 0,8% Mn	Картер авиамотора, верхняя и нижняя части, толщина стенки 3—11 мм	83	—	15,9; 11,4; 19,9	2,8; 1; 3; 6	—	—	Дорнауф
	Картер дизеля, сечение 35 × 40 мм	6	8,2; 7,7; 8,6	15,5; 13,4; 17,3	2,4; 1,8; 2,7	56	4	Заге
	Картер авиамотора, толщина стенки 10 мм	10	—	14,1; 9,9; 19,3	2,4; 0,9; 3,3	—	—	»
	Картер авиадизеля, толщина стенки 8—43 мм	24	—	15,8; 11,1; 22,1	3,8; 1,0; 6,4	—	5,5; 4,8; 6,5	—
	Картер авиамотора, толщина стенки 4—12 мм	15	—	18,4; 14,8; 23,8	2,8; 1,4; 3,5	—	—	Заке
	Картер авиамотора	20	—	18,0; 11,7; 21,2	4,3; 2,0; 5,5	—	—	»
	Отдельно отлитые образцы[3]	—	(9)	(19,5)	(3,5)	(65)	(5,5)	—
Улучшаемые алюминиевые сплавы								
Линит: 93% Al, 4,5% Cu, 0,1% Mg, 0,1% Mn улучшенный	Картер авиамотора, верхняя часть, толщина стенки 6—25 мм	56	(5,8)[4]	17,3; 12,9; 19,8	2,4	—	—	Дикс-Лайон
	Отдельно отлитые образцы[5]	—	—	(22,3)	5	—	(7)[3]	—
RR 50: 1,8% Cu, 1,3% Ni, 0,1% Mg, 1,0% Fe, 0,10% Ti, 0,2% Si отпущенный	Картер мотора, верхняя часть, толщина стенки 7—11 мм	—	—	15,3; 11,8; 18,0	1,1; 0,7; 1,7	71	—	
	Отдельно отлитые образцы[3]	—	(15)	(18)	(3)	(75)	(7)	

Продолжение

Сплав	Наименование отливки и способ отбора образцов	Испытания на растяжение: Число образцов	Испытания на растяжение: Предел текучести *кг/мм²*	Испытания на растяжение: Сопротивление разрыву *кг/мм²*	Удлинение %	Твердость по Бринелю *кг/мм²*	Предел усталости при изгибе *кг/мм²*	Источник
γ-силумин улучшенный	Картер мотора, верхняя часть, толщина стенки 7—11 *мм*	15	—	19,6; 16,6; 25,5	0,7; 0,4; 1,3	91	—	Вакс
87% Al, 12% Si, 0,3% Mg, 0,5% Mn	Головки цилиндра	—	—	—	—	92	~8	»
	Картер авиамотора, верхняя часть, толщина стенки 10 *мм*	8	19,8; 19,3; 20,3	22,7; 15,3; 25,0	0,6; 0,4; 1,2	90	—	»
	Картер авиамотора, толщина стенки 5—40 *мм*	49	19,1; 15,3; 23,6	21,5; 11,8; 28,7	1,0; 0; 2,0	90	7,5; 7,0; 8 3	—
	Картер авиамотора	40	—	24,3; 16,0; 27,7	2,6; 0,3; 6,5	89	—	—
	Картер звездообразного авиамотора, толщина стенки 4—20 *мм*	23	24,6; 22,0; 26,5	27,2; 17,4; 32,8	0,9; 0,3; 2,0	99; 84; 109	7,5; 6,7; 8,2	—
	Отдельно отлитые образцы [3]	—	(25)	(28)	(1)	(100)	(8,5)	—
			Электрон					
Электрон AZF: 96% Mg, 3,4% Zn, 0,25% Cu, 0,3% Mn	Картер авиамотора [1], нижняя часть, толщина стенки 3—6 *мм*	9	(9,7; 9,3; 9,9)	13,8; 8,9; 19,2	—	59	4 (3?) [6]	Маттэс
	Отдельно отлитые образцы [3]	—	(9,5)	(19)	(6)	(45)	(6,5)	—

[1] Сопротивление разрыву в гнездах вкладышей подшипников приблизительно на 40% ниже, чем в боковых стенках.
[2] Очевидно произошло старение в процессе производства (высокая твердость!).
[3] Округленные цифры, диаметр образца 12 *мм*.
[4] Предел пропорциональности.
[5] Частью отлитые отдельно, частью отлиты как одно целое с отливкой, диаметр образца 12,7 *мм*.
[6] С литейной коркой и без нее.

самой отливки переменными являются обычно все факторы, которые влияют и на механические свойства отдельно отливаемых образцов: толщина стенки, температура литья, охлаждение при наличии холодильников или без них, соединения с массивными сечениями и т. д. Действительно, внутри отливок большого размера значения сопротивления разрыву и удлинения могут быть не только особенно низкими, как показывает табл. 21, но зачастую и особенно высокими.

Из крупных отливок более подробно исследованы, повидимому, только некоторые детали авиамоторов из легких сплавов[1]. Результаты этих исследований, приведенные в табл. 21, показывают, что в таких отливках средние значения сопротивления разрыву и удлинения обычно сильно уступают значениям для отдельно отлитых образцов (с диаметром 12—13 *мм*). В отливках сопротивление разрыву достигает 70—80%[2], а в исключительных случаях 90% и выше от сопротивления разрыву в образцах. Наибольшие отклонения значений при образцах, отлитых как одно целое с отливкой, приблизительно в два-три раза выше, чем при образцах, отлитых отдельно.

Обычно значительно более благоприятные результаты в отливках, чем для сопротивления разрыву и удлинения, получают для предела текучести, характеристики более важной для конструктора. Предел текучести в образцах, отлитых как одно целое с отливкой, обычно так же высок, как в образцах, отлитых отдельно, а в образцах, взятых из сечений вблизи холодильников, часто даже значительно выше. Картеры моторов из немецкого сплава[3], очевидно, стареющего с течением времени, имеют более высокий предел текучести, а также и бо́льшую твердость, чем образцы.

Известное исключение представляют вполне улучшаемые сплавы. Путем последующего отжига при высокой температуре упрочняющее действие кокиля в большинстве случаев устраняется. Более медленное затвердевание отливки обусловливает также более медленную гомогенизацию сплава при нагреве перед закалкой, а вместе с тем и меньшее упрочнение. Наконец, быстрая передача отливки от печи к закалочному баку, как того требует достижение наивысшего эффекта закалки, не всегда проста. Вследствие этого в отливках крупного размера из γ-силумина иногда находят (табл. 21) значительно более низкий предел текучести, чем в образцах. Это различие может быть, повидимому, значительно уменьшено путем более длительного отжига (ср. раздел 161).

153. Сопротивление усталости в отливках

Уменьшение сопротивления усталости в отливке по сравнению с образцами может быть в известных пределах различным[4] (см. табл. 21). Для алюминиевых сплавов, судя по этим данным,

---

[1] E. H. Dix a. A. J. Lyon, J. Inst. Met., v. 32, London 1924, p. 17—4[illegible] J. Dornauf, Metallwirtschaft, Bd. 8, 1929, S. 255—258, 277—279, 301—303; 322—32[illegible] K. Matthaes, Jb. DVL, 1931, S. 439—484; G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.

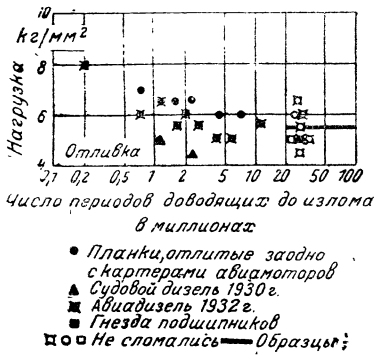
[2] Ср. также T. D. Stay, E. M. Gingericha. H. J. Rowe. Trans. Amer. Foundrym, Ass., v. 38, 1930, p. 65—91.

[3] N. F. Budgen, The Heat Treatment of Aluminium and its Alloys, London 1[illegible], p. 236.

[4] K. Matthaes, ibidem; G. Sachs, ibidem.

удается достигнуть даже в таких сложных отливках, как картеры авиамоторов, почти такого же сопротивления усталости, как и в литых в землю образцах. Для силумина с медью, исследованного наиболее подробно, в этом отношении максимальное снижение (30%) было установлено на деталях большого дизеля старой конструкции (фиг. 309). Для таких же размеров картера более новой конструкции сопротивление усталости найдено, напротив, равным приблизительно 90% сопротивления образцов. В картерах из γ-силумина в улучшенном состоянии сопротивление усталости составляет, как правило, выше 75% значений, полученных на образцах.

Значительно хуже ведет себя в этом отношении электрон. Сопротивление усталости отливки, результаты испытания которой приведены в табл. 21, не составляет и половины сопротивления усталости образцов, отлитых отдельно, особенно если взяты для сравнения образцы с литейной коркой (ср. фиг. 208). Это совпадает и с данными практики, показывающей, что электрон при одинаковых размерах отказывается служить раньше, чем можно было бы ожидать по сопротивлению усталости, полученному при испытании образцов. Вместо ожидаемой экономии в весе в 40% по сравнению с алюминиевыми сплавами (если принять во внимание меньшую плотность (1,7) электрона при условии равного сопротивления усталости) фактическая экономия обычно составляет всего лишь 20—25%. Усиленное применение высокопрочного улучшаемого литья из алюминиевых сплавов в последнее время еще несколько сгладит это различие.



Фиг. 309. Испытание на усталость образцов силумина из различных отливок.

В отношении литья из стали и ковкого чугуна имеется несколько испытаний тонкостенного Т-образного профиля[1], значения сопротивления усталости которого (18 и 14 *кг/мм*²), повидимому, соответствуют значениям для отдельно отлитых образцов. Для отливок большего размера испытания на усталость, повидимому, не производились.

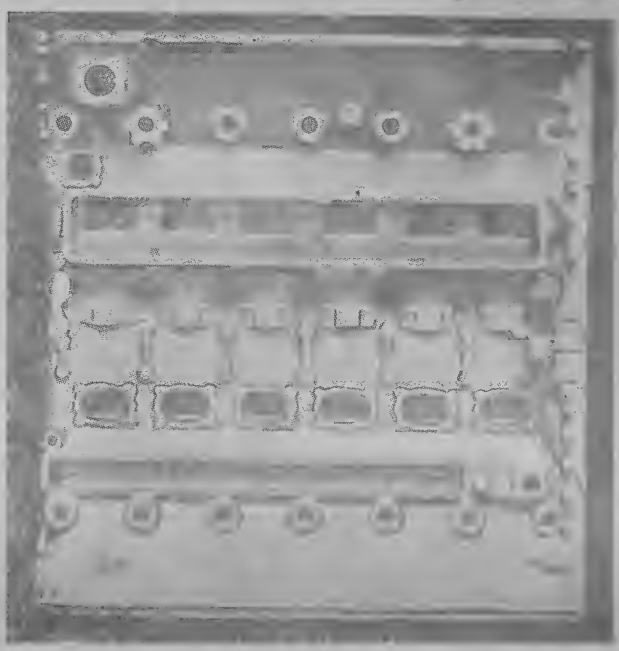
154. Механические свойства в различных зонах отливки

Исследования, результаты которых сведены в табл. 21, иногда столь подробны, что на основании их можно составить известное представление о распределении механических свойств в отливке.

Более старые исследования Дикса и Лайона[2] не устанавливают ясного различия свойств в разных зонах, хотя толщина стенки колеблется между 4 и 25 *мм* (табл. 22). Картеры, исследованные Диксом и Лайоном, отливались, повидимому, без применения холодильников, на что указывают сравнительно небольшие средние значения прочности. Все же для этих сплавов некоторые различия налицо. Особенно сильно отклонения значений от средних результатов обнаруживаются для «мерикаля» и «пара» даже при одинаково толстых

[1] Th. Lipp, Schriften Hess. Hochsch., 1931, Heft 4, S. 73—79.
[2] E. H. Dix a. A. J. Lyon, ibidem.

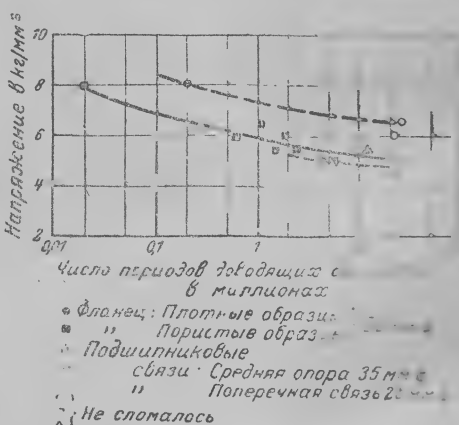
сечениях; для других сплавов они значительно м[illegible] можно констатировать небольшое падение прочности с у[illegible] толщины стенки [1] сильнее всего для сплава с медью и кремнием, а для неулучшаемых сплавов меньше всего у силумина.



Фиг. 310. Картер авиадизеля „Юнкерса из силумина с медью (или улучшенного γ-силумина).

Улучшенный сплав линит, отлитый с особенно большими выпорами, показывает весьма равномерное распределение прочности по всей отливке. Наибольшее различие в механических свойствах различных зон составляет 11%. Это связано, вероятно, отчасти с большим количеством выпоров, отчасти с выравнивающим действием отжига (ср. раздел 110).

Существенно иное отношение прочностей в различных зонах дают опыты Маттэса [2], который исследовал только образцы из стенок картера и боковых частей гнезд вкладышей подшипников. Обе [illegible] имели приблизительно равную толщину стенки. Прочность все же в гнездах подшипниковых вкладышей как при немецком сплаве, так и при электроне оказалась приблизительно на 40% выше, чем в стенках. Очевидно, возле гнезд подшипниковых вкладышей были поставлены холодильники в целях получения максимальной прочности в этих особенно ответственных частях.



Фиг. 311. Испытания на устало[illegible] переменном изгибе образцов [illegible] зеля, отлитого из силумина

Дорнауф [3] в своих исследованиях обнаруживает меньшую прочность в тонких сечениях, чем в толстых. Немецкий сплав с очень низкими значениями прочности дает гораздо большие отклонения от средних результатов, чем силумин.

[1] Ср. также Skillmann, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. E[illegible] p. 362; Z. Jeffries, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 26, 1926, [illegible]
[2] K. Matthaes, ibidem.
[3] J. Dornauf, ibidem.

Таблица 22

Прочность различных зон в деталях (картеры авиамоторов) из легкого металла

	Дикс и Лайон						Дорнауф						Маттэс			
			Прочность, *кг/мм²*				Немецкий сплав			Силумин с медью					Прочность *кг/мм²*	
	Толщина стенки, *мм*	Количество образцов	Американский сплав	Сплав Cu-Si	Силумин	Лимит	Толщина стенки, *мм*	Количество образцов	Прочность, *кг/мм²*	Толщина стенки, *мм*	Количество образцов	Прочность, *кг/мм²*	Толщина стенки, *мм*	Количество образцов	Немецкий сплав	Электрон
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
Фланец к цилиндру . .	19	5—6	1,6	10,3	15,0	15,5	5	23	11,0	3,5	8	16,2	—	—	—	—
Фланец к другой части картера	10	15—16	12,1	12,8	12,8	16,9	5—10	14	10,4	9—11	15	17,3	—	—	—	—
Стенки	6	7—8	9,9	14,3	16,3	15,9	3—5	17	8,6	3—4	24	16,2	3—5,6	5	15,9	11,9
Гнездо вкладыша подшипника, стенки . .	6	3	9,7	14,1	15,5	15,1	3,5	5	9,7	3—5	11	14,0	—	—	—	—
Гнездо вкладыша подшипника, поперечн. .	6	5—6	12,9	14,5	16,2	16,5	6—10,5	23	11,1	5,5—10	25	16,4	—	—	—	—
Гнездо вкладыша подшипника	25 × 40	10—11	9,5	11,0	14,7	16,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Упоры на концах картера	∅ 22	4—6	8,0	12,5	15,8	16,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Средние цифры	6—25	~ 50	10,4	12,5	14,0	17,3	3,5—10,5	82	10,4	3—11	83	15,9	3—5,6	9	18,2	13,8
Образцы	13	—	12,5	13,2	17,2	19,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Продолжение табл. 22

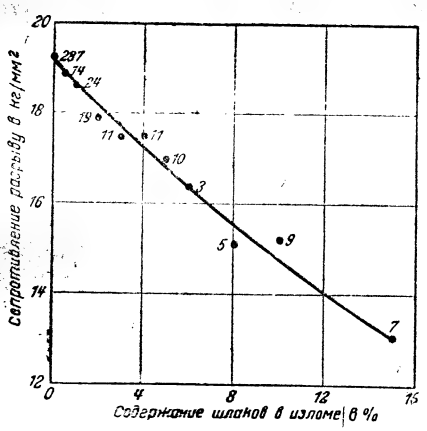
	Собственные опыты													
	Силумин с медью				Силумин облагороженный				γ-силумин облагороженный					
	Толщина стенки, *мм*	Число образцов	Сопротивление разрыву, *кг/мм²*	Сопротивление утомляемости, *кг/мм²*	Толщина стенки, *мм*	Число образцов	Предел текучести *кг/мм²*	Прочность, *кг/мм²*	Толщина стенки, *мм*	Число образцов	Предел текучести *кг/мм²*	Сопротивление разрыву, *кг/мм²*	Сопротивление утомляемости, *кг/мм²*	Твердость по Бринелю, *кг/мм²*
18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32
Фланец к цилиндру . .	20	6[1]	21,1	(6,5)	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Фланец к другой части картера	20	4	15,9	(5)	10—15	15	20,5	24,1	12	2	—	29,5	—	107
Стенки	8	4	12,0	—	6	14	16,8	17,8	4—5	3	23,7	31,2	6,9	97
	13	2	15,9	—	4,5	4	19,5	22,5	7—8	6	22,7	23,0	—	98
Гнездо вкладыша подшипника, стенки . .	10	4	13,2	—	5	8	17,4	20,3	5,5—10	8	24,9	27,5	—	97
Гнездо вкладыша подшипника, поперечн. .	43	1	13,3	—	11	3	22,2	23,5	20	5	—	—	7,5	96
Гнездо вкладыша подшипника	∅35	3	14,7		∅10	5	18,9	21,7	—	—	—	—	—	—
Упоры на концах картера	—	—	—	—	—	—	—	—	∅20	4	—	28,8	—	101
Средние цифры	8—43	24	15,8	(5,5)	—	49	19,1	21,5	—	28	24,0	27,2	7,3	99
Образцы	12	—	19,6	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

[1] Очень плотные образцы.

Наши исследования картера авиационного дизеля (фиг. 310) из силумина с медью дали также исключительно хорошие сопротивление разрыву и сопротивление усталости (фиг. 311) для части образцов, взятых от фланца картера. Образцы по внешнему виду были особенно плотными, так что и здесь можно предполагать, что речь идет о частях отливки, находившихся вблизи холодильников. В других образцах были обнаружены отдельные пузыри значительных размеров, тем не менее сопротивление разрыву и сопротивление усталости для них получились всего лишь на 30% меньше, чем для совершенно плотных образцов. Так как это различие обусловлено отчасти также закаливающим действием кокиля, то влияние даже крупных пор на механические свойства силумина, повидимому, чрезвычайно мало. То же было установлено и на картерах из улучшенного γ-силумина. В картере меньшего размера всюду получалось сопротивление разрыву в 26 *кг/мм²* и выше, за исключением образцов, взятых из одной очень ограниченной зоны, которая, очевидно, плохо питалась расплавом.

55. Действие шлаков

Значительное влияние на механические свойства отливок оказывает также присутствие шлаковых включений, которые часто обнаруживаются в образцах, взятых от отливок и особенно у их поверхности. Нередко включения эти очень малы, так что необходим некоторый навык, чтобы их обнаружить. Несмотря на это, присутствие их в образцах обычно ухудшает механические свойства последних. Это видно также из результатов текущих испытаний на разрыв отдельно отлитых образцов из силумина (фиг. 312), величина шлаковых включений в которых определялась каждый раз в процентах от площади поперечного сечения образца.



Фиг. 312. Влияние шлаков на прочность отлитых отдельно образцов из силумина (диаметром 12 *мм*). Цифры указывают количество проб.

При этом оказалось также, что шлаки у поверхности значительно сильнее снижают сопротивление разрыву, чем шлаки, находящиеся внутри отливки.

Небольшие шлаковые включения практически не влияют на предел текучести.

Вопрос о том, должны ли приниматься во внимание при определении средних значений образцы с явными шлаковыми включениями, является весьма спорным. Несомненно положительный ответ будет более правильным, так как такие участки с шлаками также должны нести нагрузку. Если для определения среднего значения имеется достаточное число испытаний, то снижение среднего значения из-за нескольких образцов, содержащих шлаки, не выйдет за вполне допустимые границы.

Наоборот, совершенно необоснованной является точка зрения, что на основании отдельного особенно низкого значения, полученного

на образце с шлаковым включением, следует считать непригодной вообще всю отливку. Другое дело, если подобные образцы оказываются частым явлением; тогда сомнения относительно пригодности отливки совершенно оправданы. Но в таком случае достаточным для этого оказывалось бы уже низкое среднее значение результатов испытаний.

Включения глинозема в алюминиевом литье весьма нежелательны, так как вызывают затруднения при обработке из-за большой твердости их. Твердые включения, препятствующие обработке, иногда представляют собой также структурные составляющие чистых сплавов, когда они вследствие медленного затвердевания (особенно вблизи выпоров) образуют сравнительно крупные выделения. Особенно вредно в этом отношении также повышенное содержание железа (выше 2%)[1].

156. Конструктор и свойства отливок

Конструкторы часто защищают мнение, что для суждения о свойствах отливки решающими являются наиболее низкие результаты, полученные при испытаниях. Такое мнение, однако, односторонне в двояком отношении. Во-первых, отливка ослабляется совсем незначительно, если небольшая пора или шлаковое включение оказывается даже возле сильно нагруженных мест. Если порок составляет лишь небольшую часть нагруженного сечения, то линии напряжений огибают подобные места. Наличие порока сказывается тогда на допускаемой нагрузке в двояком отношении: 1) вследствие уменьшения поперечного сечения и 2) вследствие того, что материал неблагоприятно реагирует на изменение направления напряжений. Последний фактор, вероятно, идентичен с действием надреза. Однако, как уже указывалось в разделе 132, для многих литейных сплавов это имеет весьма небольшое значение.

Для чугунного литья и литья из алюминия неравномерное распределение напряжений у отверстия, например при винтовых соединениях, не сказывается отрицательно. Только при электронных отливках конструктор должен тщательно следить за тем, чтобы не допускать резких переходов и чтобы траектории напряжений направлялись по возможности непосредственно и прямолинейно от места приложения силы к точке опоры. Только широкое применение этого принципа способствовало тому обстоятельству, что в настоящее время электрон во многих случаях отвечает требованиям моторостроения.

При этом конструктор должен совершенно ясно отдавать себе отчет в том, какие свойства являются решающими для возможности применения отливки в том или ином случае. Суждение о пригодности отливки по сопротивлению разрыву и удлинению оправдывается лишь постольку, поскольку эти весьма просто получаемые характеристики находятся в согласии с опытными данными в известных пределах при условии безупречной отливки. Однако бесспорно также и то, что отклонения этих значений могут быть очень большими, между тем как отливка вовсе не может быть признана непригодной. Как раз для всех литейных сплавов сопротивление разрыву и удлинение колеблются весьма значительно, поскольку обе характеристики очень сильно зависят от условий литья. Напротив, те свойства, которые по современным представлениям определяют пригодность отливки для данного назна-

[1] R. J. Anderson a. J. H. Capps, Amer. Foundry v. 48 [illegible] p. 337—341.

чения, именно предел упругости или предел текучести и сопротивление усталости, не зависят в такой мере от условий литья и, насколько об этом позволяют судить проделанные до сих пор немногочисленные испытания, оказываются также более равномерными в хороших отливках. Это доказывается с особенной ясностью тем часто наблюдаемым фактом, что отдельные отливки картера или других деталей мотора, выпускаемых большой серией, будучи неправильно сконструированы или сделаны из неподходящего сплава, после длительной работы разрушаются подряд одна за другой, обнаруживая тем самым приблизительно одинаковый срок службы. В большинстве случаев при этом дело идет об изломах усталости. Однако в этом случае число перемен нагрузки при испытаниях колеблется в сильной степени даже на образцах при ровном нагружении.

157. Отсутствие трещин и плотность

Кроме хороших механических свойств и хорошей обрабатываемости от отливки требуется еще прежде всего отсутствие трещин, усадочных раковин и больших пузырей, а также часто и общая непроницаемость при гидро- и пневмопробе.

Для испытания цельности отливки она подробно исследуется в отношении всяких пороков вначале в литом состоянии, затем после ее обработки. Места, подозрительные в смысле усадочных раковин, выстукиваются керном. Если последний легко проникает в толщу отливки, то, следовательно, в данном месте имеется пустота.

Отрицательное влияние пузырей на качество литья часто преувеличивается. Небольшие круглые поры незначительно влияют на механические свойства, как уже указывалось в разделе 34 (ср. фиг. 311), во всяком случае значительно меньше, чем иного характера неплотности, например рыхлоты, которые, однако, с внешней стороны заметны гораздо менее, а потому часто ускользают от наблюдения. Все же они могут создавать при известных обстоятельствах затруднения в дальнейшем, например, если после сварки в них застревают флюсы, которые приводят к коррозии.

Для испытания на непроницаемость отливки опрессовываются водой, паром или воздухом при 5—10 *ат*. Можно также покрывать поверхность отливки с одной стороны в подозрительных местах раствором метиленовой сини в бензине или ксилоле или же наполнять этим раствором отливку и наблюдать, будет ли она пропитываться раствором, что становится заметным по истечении приблизительно 10 минут[1]. Аналогичный способ состоит в том, что отливка погружается в горячее масло и после очищения покрывается известковым молоком. При повторном нагревании горелкой малейшие неплотности легко обнаруживаются.

Небольшие пористые места удается замазывать различными наполнителями настолько, что отливка становится достаточно плотной. Для этой цели служит главным образом концентрированный раствор жидкого стекла (1 часть натриевого жидкого стекла на 3—4 части воды)[2]. Холодная отливка погружается в этот раствор по меньшей мере на 1 час, затем обрабатывается разбавленной кислотой в течение

[1] R. J. Anderson, Met. Ind., v. 27, London 1925, p. 145—146.
[2] R. J. Anderson, The Metallurgy of Aluminium, p. 352.

1—2 мин., промывается и, наконец, нагревается до 100° минимум в течение 1 часа. Можно также наполнять отливку раствором жидкого стекла, нагретым до 50°, впрессовывая его затем в отливку под давлением в 5—15 *ат* в течение 20—25 минут. Отливка затем тотчас же промывается горячей водой. Особенно рекомендуется уплотнение бакелитом. В этом случае в отливку впрессовывается раствор фенола и формальдегида в алкоголе при 15—20 *ат* приблизительно в течение ½ часа, который затем переводится путем ½-часового нагрева при 130—150° в бакелит[1]. Чистый раствор пригоден особенно для материалов с тонкими дендритными раковинами, например для латуней и бронз. Для уплотнения литья из алюминиевых сплавов с более крупными порами и шлаками раствор сгущается каким-либо наполнителем, остающимся во взвешенном состоянии. Бакелит устойчив против горячей воды, раствора соды и разбавленных кислот.

В отливках, в особенности из легко свариваемых сплавов, как чугун и силумин, могут завариваться и более крупные пустоты. Однако некоторые сплавы склонны при этом к растрескиванию.

158. Рентгеновские исследования отливок

Наличие пороков в отливке можно также обнаруживать при помощи рентгеновских лучей[2]. Этот метод применим и в качестве обычного контрольного испытания в тех случаях, когда предъявляются очень высокие требования в отношении равномерности литья. Следует, однако, сказать, что метод просвечивания рентгеновскими лучами в общем не оправдал возлагавшихся на него надежд. Во всяком случае для приемочных испытаний он может применяться лишь в исключительных случаях. Причиной этого является, во-первых, сложность и вследствие этого высокая стоимость рентгеновских испытаний и, во-вторых, они в сущности дают лишь весьма незначительные результаты.

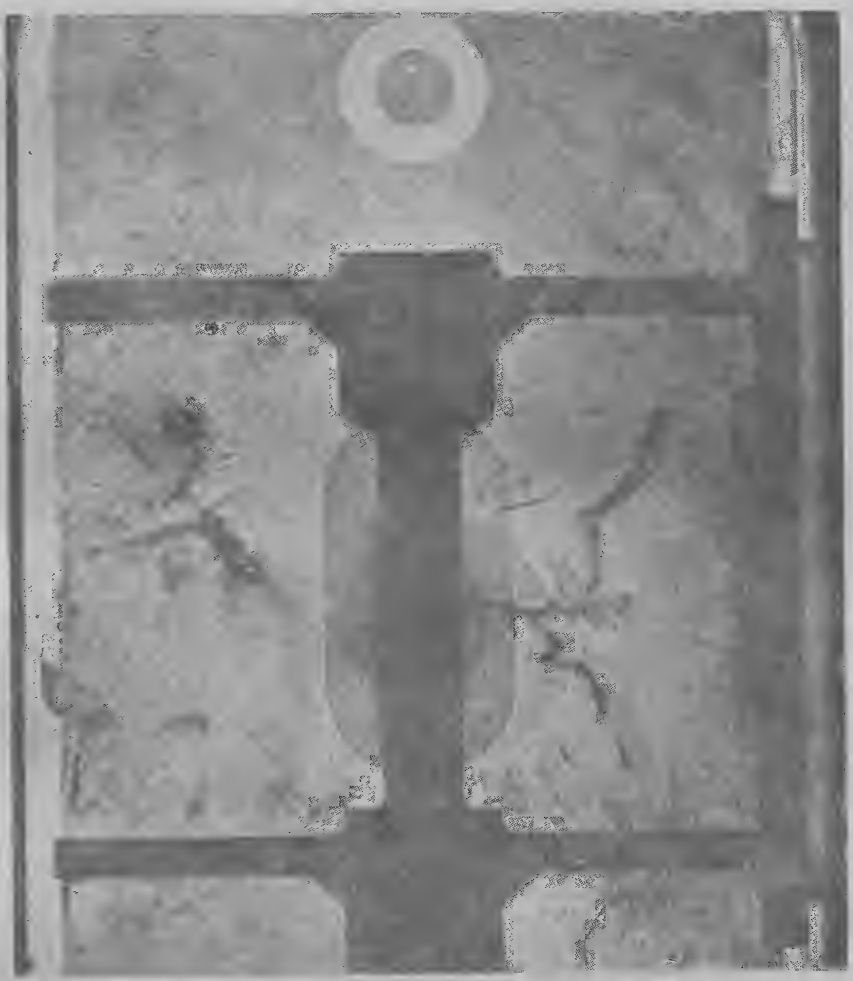
Непосредственное наблюдение на экране вообще удается лишь при совершенно простых (т. е. приблизительно равной толщины) отливках из легких сплавов. В большинстве случаев лишь фотографический снимок на пленке или пластинке показывает достаточное количество деталей, которые позволяют сделать сколько-нибудь надежное заключение. Возможно ли будет изготовлять также отпечатки на фотобумаге, как рекомендуют в последнее время, пока еще сказать трудно, поскольку опыт в этом отношении еще недостаточен. Небольшие неправильности поверхности часто скрывают довольно значительные пороки. Кроме того сомнительные места отливки не всегда легко доступны, и чтобы добраться до их необходима известная изобретательность, а иногда и специальные добавочные приспособления. Часто по той же причине приходится делать несколько снимков. Сюда присоединяется еще и то обстоятельство, что для достижения наилучших результатов условия съемки должны устанавливаться от случая к случаю. Помимо того условия съемки изменяются также при изменениях в аппаратуре, например при установке новой трубки. Если, следовательно, имеют дело со сменными частями аппаратуры, то с самого начала необходимо рассчитывать на несколько снимков на каждую.

---

[1] W. M. Corse, Met. and Alloys, v. 3, 1932, p. 255—256.

[2] Ср. R. J. Anderson, Amer. Foundry, v. 53, 1925, p. 606—608; Foundry Trade J., v. 40, 1925, p. 437; ср. Z. f. Metallk., v. 17, 1925, p. 404.

Наконец, самый анализ рентгеновского снимка требует большого опыта. Обнаружение наиболее опасных дефектов — трещин — иногда является простой случайностью. Только в том случае, если эти пороки достаточно велики, и если направление лучей благоприятно, то они ясно выходят на снимке. С другой стороны, некоторые пороки преувеличиваются рентгеновским снимком. Образец, вырезанный из тонкостенной шприцотливки (крышка), на рентгеновском снимке

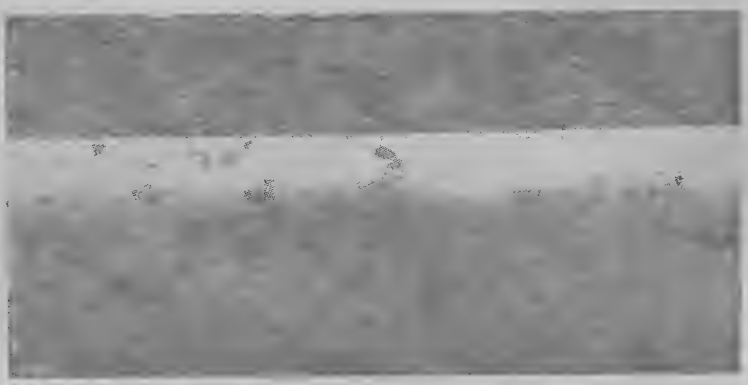


Фиг. 313. Рентгенограмма крышки, изготовленной из алюминия по методу [illegible] литья, с большой пористостью. ×1

(фиг. 313) имеет устрашающий вид. В действительности же видимые на снимке воздушные пузыри — литье неизбежное для шприцлитья и обычно безвредное.

Однако из всего вышесказанного отнюдь не следует, что применение рентгеновской аппаратуры непригодно в литейной. Для рядовых испытаний она, правда, используется слишком редко, чтобы

оправдать свою установку. Для исследовательских [illegible] рентгеновские испытания являются прекрасным и незаменимым [illegible] тельным методом[1]. Несомненно, что овладение им — [illegible] только в руках специалиста, который хорошо разбирается [illegible] тейном деле, так и в рентгенотехнике, рентгеновские [illegible]



Фиг. 314. Рентгеновский снимок алюминиевого [illegible] литья с грубой пористостью. ×1

дают действительно плодотворные результаты. Они тогда могут с успехом применяться для различных целей.

Особенно часто этот метод применяется для исследования плотности отливок. Эффективность тех или иных мероприятий, относящихся к технике литья, может быть исчерпывающе установлена только

Фиг. 315. Рентгеновский снимок того же алюминиевого кокильного литья, что и на фиг. 314, после изменения химического состава. ×1

этим способом. Приведем несколько примеров. При отливке [illegible] вого профиля в средней толстой его части при известных [illegible] появлялись большие усадочные раковины (фиг. 314), кот[illegible]

[1] Ср. T. D. Stay, E. M. Gingerich a. H. J. Row[illegible] Ass., v. 38, 1930, p. 65—91.

живались затем при прорезе паза для шпонки. Незначительное изменение состава сплава настолько уменьшило размеры раковин (фиг. 315), что их можно было считать уже безвредными. В другом случае при шприцлитье удалось проследить влияние различных способов подвода металла на величину воздушных пузырей. Это позволило выработать более благоприятные условия подвода металла[1]. Рентгеновский снимок шприцотливки (см. фиг. 210), которая не удовлетворяла требованиям непроницаемости, обнаружил вопреки мнению литейной, что нездоровым местом является лишь кольцеобразная пузырчатая зона

Фиг. 316. Рентгеновский снимок алюминиевого кокильного литья вблизи подводящего канала с грубой пористостью и шлаками.

возле подводящего канала. На фиг. 316 показан другой пример неудачного выполнения канала для подвода металла при кокильном литье, что обусловливало наличие сильной пористости в отливке. Подобным же путем удается обнаруживать небрежности работы литейной и недостатки в конструктивном выполнении. Так, в одном случае (фиг. 317) в отливке были обнаружены стержневые жеребейки и песок. Отливка, очевидно, была выполнена настолько неудачно, что полная очистка ее после литья оказалась невозможной. Тот же снимок может одновременно служить примером того, насколько трудно судить по рентгеновскому просвечиванию о плотности сложной отливки.

Просвечивание рентгеновскими лучами дает хорошие результаты при исследовании дисков толщиной 1—20 мм, вырезываемых из образ-

[1] L. Frommer, Handbuch der Spritzgusstechnik, Berlin 1933, S. 624; M. Bayertz, Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, p. 162—175.

цов или отливок[1]. При этом, как уже было указано в разделе 44, обнаруживаются мельчайшие неплотности и даже детали структуры литья. В нашей лаборатории этот метод всегда применяется в сомнительных случаях при исследовании склонности алюминиевого литья к образованию неплотностей (ср. раздел 95).

Фиг. 317. Рентгеновский снимок головки цилиндра сложной формы, отлитой в землю, с оставшимися в ней стержневыми жеребейками и песком.

Рентгеновский метод, наконец, может иногда найти применение также для исследований физических свойств. О распознании твердых включений — глинозема в алюминиевом литье — с помощью рентгеновских лучей уже указывалось в разделе 44.

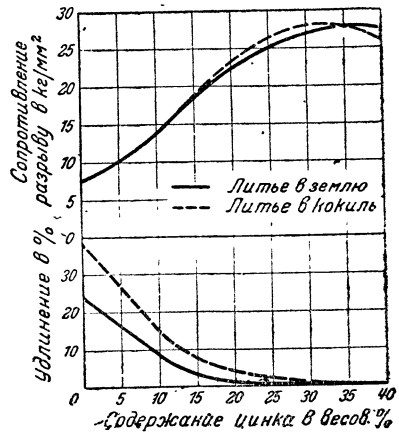
159. Литье из легких сплавов

Немногие исследования механических свойств отливок из легких сплавов, описанные нами в разделе 152 и следующих, не дают для этого сравнительно хорошо изученного класса литейных материалов достаточно ясной картины, которая иллюстрировала бы преимущества одного сплава перед другим. О других требованиях к отливкам наши познания еще меньше. Во всяком случае в настоящее время для одного и того же назначения применяется обычно ряд различных сплавов. Выделяется ли с течением времени из этой массы один или несколько сплавов, трудно сказать. Характерно то обстоятельство, что

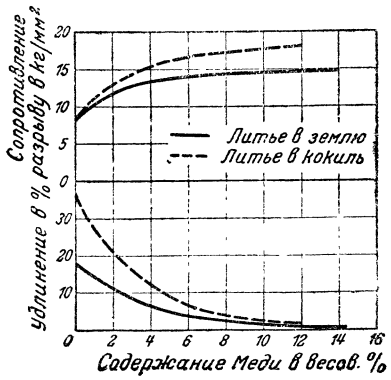
[1] O. Bauer u. G. Sachs, Met. u. Erz, Bd. 25, 1927, S. 154—[illegible]; Mat-Prüf-Anst., Sonderheft 3, 1927, S. 28—41; G. Sachs, Erg. Te[illegible] Bd. 1, 1930, S. 112—135; W. Claus, Giesserei, Bd. 17, 1930, S. 745—[illegible]; u. O. Vogel, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf-Anst., Sonderheft 18, 193[illegible], S. 51—[illegible]; Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div. 19[illegible].

несмотря на большое значение авиации еще нигде не проводилось систематических испытаний пригодности различных легких сплавов для моторостроения, которые были бы основаны на правильных материаловедческих и литейных принципах. С другой стороны, как раз для данного примера литья из легких сплавов важно было бы выяснить, какие компоненты сплава определяют в первую очередь пригодность материала для отливки деталей, к которым предъявляются высокие механические требования. Обсуждение этих вопросов привело бы также к более общим соображениям относительно техники производства сплавов требуемых качеств.

Интересен тот факт, что почти всегда только сплавление большого числа элементов дает продукт, который обладает наиболее благоприятными свойствами для данной цели. Чистые металлы (поскольку они вообще могут быть рассматриваемы в этой связи) обнаруживают, например, всегда худшие механические свойства, чем многочисленные сплавы их. Уже бинарные сплавы подходят довольно близко к тому верхнему пределу, который в настоящее время считается достижимым



Фиг. 318. Влияние содержания цинка на механические свойства алюминиевого литья (по Розенгайну и Арчбутту).



Фиг. 319. Влияние содержания меди на механические свойства алюминиевого литья (по Бэджену).

на базе данной основной составляющей (ср. табл. 15). В рассматриваемом случае особенно пригодными оказались два принципиально различных типа сплавов: высоколегированные твердые растворы и почти эвтектические сплавы.

Изменение свойств при образовании твердого раствора представляет технический интерес лишь в отношении немногих добавок. Значительная же часть их исключается, так как они практически не образуют твердых растворов, или же потому, что изменения свойств при этом очень малы прочие, наконец, не рассматриваются нами вследствие их высокой стоимости. Подобными добавками для алюминия поэтому практически являются лишь медь, цинк и магний. Однако сплавы с цинком, обладающие очень хорошими механическими свойствами[1] (ср. фиг. 318), оказываются мало пригодными из-за других

[1] W. Rosenhain a. S. L. Archbutt, 10 th Rep. Alloys Res. Com., Inst. Mech. Engr., v. 1/2, 1912, p. 319—515.

своих свойств. С одной стороны, они очень горячеломки[1], вследствие из-за низкой точки плавления эвтектики, которая обнаруживается вследствие микроскопической ликвации также и в гомогенных по диаграмме состояния сплавах (ср. раздел 20). С другой стороны, сплавы с содержанием цинка свыше 15% разлагаются вследствие выделения и распада промежуточной фазы[2]. Сплавы с магнием довольно широко применялись ранее; затем они были совершенно оставлены. В последнее время они снова находят себе применение благодаря их необычайно хорошим антикоррозионным свойствам. Из бинарных сплавов большое распространение нашли только сплавы с медью[3], механические свойства которых иллюстрируются фиг. 319. Из этого ряда сплавов американский сплав с 8% Cu еще и сегодня является наиболее часто применяемым сплавом в Америке, а сплавы с содержанием меди до 20% известны как поршневые сплавы[4].

Уже американский сплав своими высокими твердостью и пределом текучести обязан не только наличию твердого раствора, но также присутствию в сплаве твердой, богатой медью составляющей ($CuAl_2$). Медь растворяется в алюминии приблизительно до 5%. Для повышения твердости и прочности вводятся также и другие добавки, особенно железо и титан. Содержание их в сплавах не должно быть, однако, высоким (не более 2%), так как твердость подобных сплавов повышается исключительно за счет падения пластичности. Такие добавки, которые, подобно железу и титану, образуют тугоплавкие первичные кристаллы, обладают еще и тем преимуществом, что они утончают литейную структуру и тем самым повышают механические свойства. Сплавы с медью при последующем вылеживании[5] медленно упрочняются.

Особенно благоприятное действие достигается, повидимому, при введении вторых элементов, если они также образуют твердые растворы. Так, широко применяющиеся в Европе сплавы алюминия с 1,5—5% Cu и 15—8% Zn[6] обладают меньшими недостатками, чем чистые цинковые сплавы. Эти так называемые «немецкие сплавы» менее тверды, но при этом значительно пластичнее, чем американский сплав. При старении, однако, немецкий сплав сильно упрочняется и приобретает значительную прочность при одновременной потере удлинения[7]. Особое значение сплавы с медью и цинком приобретают еще и потому, что их можно изготовлять из скрапа[8]. Влияние загрязнений

---

[1] A. B. Norton, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., v. 8. 1914, p. 124—127; R. J. Anderson, The Metallurgy of Aluminium and Aluminium Alloys, New.-York 1925, p. 567.

[2] R. J. Anderson, ibidem, p. 245; R. S. Archer a. Z. Jeffries, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, p. 35—64.

[3] M. C. H. Carpenter a. C. A. Edwards, 8th Rep. Alloys Res. Com., Inst. Mech. Engr., v. 1/2, 1907, p. 57—388; Engineering, v. 83, 1907, p. 127—129, 158—162; R. J. Anderson, Chem. metallurg. Engng., v. 23, 1920, p. 883—887; W. Claus, Giesserei-Ztg., Bd. 25, 1928, S. 529—536.

[4] H. Stendel, Werkstoff-Handbuch Nichtweisenmetalle, Blatt S. 6.

[5] A. J. Lyon, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1929, p. 333—350.

[6] W. Rosenhain a. S. L. Archbutt, ibidem; G. Mortimer, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 26, 1926, p. 335; W. Claus, Giesserei-Ztg., Bd. 25, 1928, S. 529—536.

[7] N. F. Budgen, The Heat Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys, London 1932, p. 236.

[8] R. Sterner-Rainer, Z. f. Metallk. Bd. 22, 1930, S. 264—270 und H. Röhrig, Aluminium Z., Bd. 3, 1931, S. 295—298.

на свойства этих вторичных алюминиевых сплавов очень незначительно. Особенно важной добавкой оказался затем никель, который оказывает благоприятное действие на прочность при повышенных температурах [1] (ср. фиг. 288). Причиной этого может быть лишь то обстоятельство, что никель едва растворяется в твердом алюминии. Из элементов, образующих твердый раствор с алюминием, тугоплавкие никель, марганец и медь вызывают повышение прочности и устойчивости при высоких температурах (ср. раздел 138 и 139); влияние их суммируется довольно характерным образом; легкоплавкий цинк, наоборот, вреден в этом отношении. Влияние магния еще не совсем ясно; в небольших количествах он оказывает благоприятное действие.

Магний добавляется, однако, преимущественно к улучшаемым сплавам. Этот элемент уже при вылеживании сплава в литом состоянии сообщает ему довольно значительное самоупрочнение [2]. Сплавы, содержащие магний, применяются довольно часто. Такие сплавы требуют, однако, осторожности при их обработке, так как магний уже при содержании в несколько десятых долей процента сообщает сплаву значительную твердость и хрупкость, а правильная дозировка магния затруднительна вследствие его сильной реакционной способности. Влияние магния сказывается в еще большей степени, если он связывается кремнием в соединение Mg_2Si [3].

Следующей добавкой, очень распространенной для литейных целей, является кремний [4]. Последний значительно улучшает литейные свойства сплавов. На чем основывается такое действие кремния, неизвестно.

На совершенно ином принципе построены алюминиевокремниевые сплавы [5]. Применение их показывает, что гетерогенные сплавы с высоким процентом (свыше 20%) хрупкой составляющей при известных обстоятельствах также могут быть высококачественными техническими сплавами. Основным фактором здесь является наличие эвтектики со столь незначительной долей хрупких кристаллов кремния (11—13%), что она обнаруживает свойства, подобные свойствам твердого раствора (фиг. 320), т. е. значительную прочность наряду с достаточной пластичностью. Особенно явно это обнаруживается, если (как показал Пакс)

---

[1] W. Rosenhain, S. L. Archbutt a. S. A. E. Wells, J. Inst. Met. v. 29, London 1923. p. 191—216; S. Daniels, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 479—504; R. R. Devereux, Foundry Trade J., v. 45, 1931, p. 331—335, 349—352; Nickel in Light Aluminium Alloys, Bur. Inf. Mond-Nickel Co., № D2, London.

[2] M. Schwarz. Z. f. Metallk., Bd. 19, 1927, S. 390—395; W. Saran, Z. f. Metallk., Bd. 24, 1932. S. 181—184, 207—210.

[3] S. Daniels. Ind. Engng. Chem., v. 18, 1926, p. 393—398, 1280—1285.

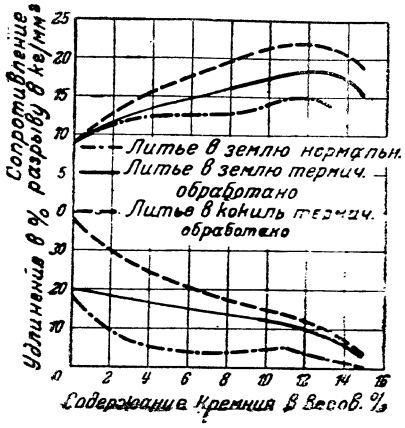
[4] S. Daniels a. D. M. Warner, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73. 1926. p. 464—478; S. L. Archbutt, J. D. Grogan a. J. W. Jenkin, J. Inst. Met., v. 40. London 1928. p. 219—237.

[5] Z. Jeffries, Chem. metallurg. Engng., v. 26, 1922, p. 750; J. D. Edwards, Chem. metallurg. Engng., v. 27. 1922, p. 654; J. Czochralski, Z. f. Metallk., Bd. 14, 1922, S. 507; L. Guillet. Rev. Métallurg., v. 19, 1922, p. 303; J. D. Edwards a. R. S. Archer. Chem. metallurg. Engng., v. 31, 1924. p. 504; R. S. Archer a. L. W. Kempf. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73. 1926, p. 581—621; B. Otani, J. Inst. Met., v. 36. London 1926, p. 243—267; J. G. Grogan. J. Inst. Met., v. 36, London 1926. p. 269—282; A. G. C. Gwyer a. H. W. L. Phillips, J. Inst. Met., v. 36. London 1926. p. 283—314; M. L. V. Gayler. J. Inst. Met., v. 38, London 1927, p. 157—194; J. Dornauf, Z. f. Metallk., Bd. 20. 1928, S. 289—292; R. S. Archer, L. W. Kempf a. D. B. Hobbs. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1928, p. 198—227.

кристаллы кремния при обработке натрием приобретают очень мелкозернистую, округлую форму (ср. раздел 47). Эвтектика тогда играет ту же роль, что и твердые растворы в других сплавах. Сплав подобной структуры широко применяется и отличается замечательными литейными свойствами (ср. раздел 87 и следующие). Сравнительно малые предел упругости, твердость и сопротивление усталости того сплава повышаются вторыми добавками, образующими с алюминием твердый раствор, например медью [1] и магнием [2], из которых последний сообщает сплаву также упрочнение.

Наконец, необходимо еще раз упомянуть о таких добавках, которые связывают вредные загрязнения. Чтобы перевести железо, имеющееся в любом технически чистом алюминии, в более благоприятную кристаллическую форму, к силумину можно добавлять в небольших количествах марганец, который одновременно несколько повышает твердость сплава (ср. раздел 55).

Сплавы на магниевой основе [3] обнаруживают в образцах примерно те же механические свойства, как сплавы на алюминиевой основе. В отливках они, повидимому, значительно уступают последним [4]. Они кроме того гораздо менее устойчивы против коррозии, более чувствительны к надрезам и менее стойки при повышенных температурах, чем алюминиевые сплавы. Как литейные сплавы они применяются преимущественно в виде тройных сплавов с 4—6% Al и 3% Zn; AZF — 4% Al, 3% Zn, 0,3% Si, 0,3% Mn; AZG — 6% Al, 3% Zn.



Фиг. 320. Влияние содержания кремния на механические свойства алюминиевого литья.

Добавки эти в таких количествах переходят большей частью в твердый раствор, по крайней мере при высоких температурах. Гетерогенные сплавы и сплавы с другими добавками практически не применяются вследствие их малой устойчивости против коррозии.

160. Улучшаемое литье из легких сплавов [5]

По примеру улучшаемых прокатываемых сплавов типа дуралюмина термообработка стала широко применяться для алюминиевого литья в целях получения пригодных сплавов для изготовления высокоответственных элементов конструкций, картеров моторов, поршней и т. д.

[1] G. Welter, J. Inst. Met., v. 36, London 1926, p. 325—339.

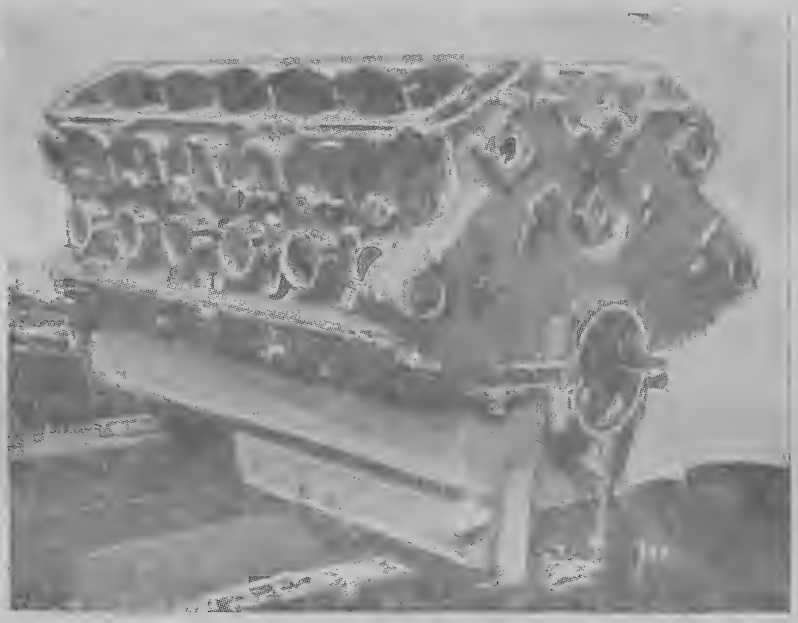
[2] R. S. Archer a. L. W. Kempf, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, p. 448—479; G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.

[3] F. Thomas, Stahl u. Eisen, Bd. 40, 1920, S. 290; S. Beckinsale, J. Inst. Met., v. 26, London 1921, p. 375; Met. Ind., v. 19, London 1921, p. 305; L. Guillet, Rev. Métallurg., v. 19, 1922, p. 688; A. Portevin, Rev. Métallurg., v. 20, 1923, p. 485; G. Schreiber u. K. Neuwahl, Masch. Bau., Bd. 4, 1925, S. 7; B. Stoughton a. M. Miyake, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. v. 73, 1926, p. 541—556; K. L. Meissner, Metallwirtschaft, Bd. 7, 1928, S. 128—136, 252—258.

[4] K. Matthaes, Jb. DVL, 1931, S. 439—484.

[5] Ср. N. F. Budgen, The Heat Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys, London 1932.

Полная термообработка, состоящая из закалки с температур выше 500° и последующего вылеживания или отпуска, возможна, правда, в большинстве случаев лишь в применении к небольшим элементам конструкций, в особенности к поршням. Только изделия из силумина, содержащего магний и обладающего почти эвтектической структурой, можно закаливать в обыкновенной холодной воде без опасений возможности растрескивания. Сюда относятся, например, картеры моторов самых больших размеров [1] (фиг. 321, а также фиг. 184).



Фиг. 321. Картер дизеля Майбах („Летучий гамбуржец") из улучшенного γ-силумина. Изготовитель: Верфи Цеппелина, Фридрихсгафен.

Отливки сравнительно крупных размеров с переменной толщиной стенок, изготовляемые из других улучшаемых сплавов алюминия, не удается термически обрабатывать [2], так как при этом появляются трещины, возможно, уже литейного происхождения [3]. По этой причине для сплава Y рекомендуется менее резкая закалка в горячей воде.

При полной термообработке достигается значительное повышение механических свойств, особенно для сплавов, отливаемых в землю (ср. табл. 11, 14 и 15). Сопротивление разрыву и сопротивление усталости повышаются в среднем на 50%, предел текучести — иногда в еще большей степени. Удлинение обычно при этом, падает, однако, лишь незначительно, так как нагрев при высоких температурах для большинства сплавов вызывает прежде всего довольно значительное увеличение удлинения. При быстром закаливании и охлаждении кокильного

[1] G. Sachs, Z. VDI, Bd. 71, 1927, S. 119—120.

[2] E. H. Dix a. A. J. Lyon, J. Inst. Met., v. 32, London 1924, p. 27—40; G. Mortimer, Vortr. Inst. Brit. Foundrymen, 1930; 1931; W. C. Devereux, Foundry Trade J., v. 45, 1931, p. 331—335, 349—352; F. N. Budgen, The Heat Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys. London 1932. p. 245.

[3] J. D. Grogan a. D. Clayton, J. Inst. Met., v. 45, London 1931, p. 157—186.

литья уже только одним отпуском удается придать сплаву свойства, достигаемые при полной термообработке.

Из элементов, входящих в эти сплавы, упрочняющее действие оказывают медь и магний. Сплавы, содержащие медь, должны большей частью отпускаться при более высоких температурах, при которых достигается более сильное повышение твердости. При наличии же магния они стареют уже при комнатной температуре. Полезными составляющими для улучшаемых сплавов являются далее марганец, никель, титан и железо. Марганец повышает твердость, не увеличивая хрупкости, а в сплавах, содержащих кремний, он компенсирует неблагоприятное действие железа и титана. Подобным же образом действует никель, которому приписывается повышение прочности при высоких температурах. Титан утончает структуру и поэтому особенно благоприятно влияет на механические свойства некоторых сплавов (сплавов RR). Он кроме того несколько повышает твердость. Кремний, наконец, и здесь является все чаще применяемой добавкой, значительно улучшая литейные свойства сплава. Из всех улучшаемых сплавов силумин с магнием обладает наилучшими литейными свойствами.

Для изготовления крупных отливок применяются лишь немногие улучшаемые сплавы. Первыми, вошедшими в употребление сплавами, были сплавы, примыкающие к дуралюмину [1]. Они нашли позднее, в особенности в виде сплавов без магния, некоторое применение в Америке (например сплав линит приблизительно с 4% Cu) [2]. В качестве добавок к этому сплаву предлагались также титан [3] и кремний [4], действие которых до сих пор еще не проверено. Определенным шагом вперед является разработка сплава Y с 4% Cu, 2% Ni и 1,5% Mg [5]. Однако сплав Y очень высоко легирован и вследствие этого легко становится хрупким. Поэтому он оказался пригодным преимущественно для сравнительно небольших и компактных отливок, как поршни и головки цилиндров. Дальнейшее развитие сплава Y представляют собой сплавы RR (Роллс-Ройс) [6]. Литейные свойства довольно низколегированного сплава RR 50 (1,2% Cu, 1,3% Ni, 0,1% Mg, 0,18% Ti, 1,1% Fe, 2,2% Si) особенно повышаются благодаря добавке кремния. Этот сплав нашел значительное применение и для сравнительно сложных отливок, в особенности для картеров моторов. Он применяется, однако, только в отпущенном состоянии. Сплав RR 53 (2,25% Cu, 1,3% Ni, 1,6% Mg, 0,1% Ti, 1,4% Fe, 1,2% Si) соответствует в значительной мере сплаву Y, который, повидимому, несколько вытесняется им. Сплавы RR известны также под названием гидуминиум.

---

[1] P. D. Merica. C. P. Karr, Technol Pap Bur. Stand., 1919, No 139; Trans Amer. Soc. Test. Mat., v. 21, 1921; D. Hanson, M. L. V. Gayler, J. Inst. Met. v. 29, London 1923, p. 491; L. Guillet, Rev. Metallurg., v. 21, 1924. p. 734—741 S. D. Daniels. A. J. Lyon a. J. B. Johnson, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 71, 1925, p. 864—888.

[2] E. G. Dix a. A. J. Lyon, J. Inst. Met., v. 32, London 1924. p. 27—40; R. S. Archer a. J. Jeffries. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927. p. 35—64.

[3] J. Suhr. Rev. Aluminium Appl., v. 9. 1932, p. 1669—1680.

[4] E. G. Dix a. A. J. Lyon, Proc. Amer. Soc. Test. Mat., v. 22. 1922. p. 250—265; cp. Z. F. Metallk., Bd. 16. 1924. S. 362—365; S. D. Daniels a. D. M. Warner, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 464—478; N. F. Budgen, ibidem, p. 191.

[5] W. Rosenhain, S. L. Archbutt a. S. A. E. Wells, J. Inst. Met., v. 29. London 1923, p. 191—216; R. S. Archer a. Z. Jeffries, ibidem.

[6] R. R. Devereux, Foundry Trade J., v. 45. 1931. p. 331—335, 149—352.

Совершенно другую основу, чем эти сплавы, имеет силумин с магнием [1]. На сплавы с большим содержанием кремния медь не оказывает достаточного упрочняющего действия; магний же в виде соединения Mg_2Si проявляет это действие в особенно сильной степени. В образцах эти сплавы, правда, либо не вполне достигают высоких свойств других сплавов, либо их сопротивление разрыву и удлинение значительно ниже. Но благодаря исключительным литейным свойствам, особенно у сплавов на основе эвтектического силумина, это различие может считаться компенсированным в отливке. Такой сплав быстро распространился в Европе под названием γ-силумин (12% Si, 0,3% Mg, 0,5% Mn).

Для более простых отливок, в особенности для поршней, применяется и значительно более высоколегированное и соответственно с этим очень твердое и хрупкое литье из алюминия [2]. Часто употребляющиеся сплавы с содержанием меди до 20%, а также высококремнистые сплавы с магнием способны к улучшению при термообработке и применяются в этом состоянии.

Литье из магниевых сплавов также принципиально поддается улучшению, как и литье из алюминиевых сплавов [3]. Диаграммы состояний магния с большинством добавляемых в него элементов удовлетворяют тому необходимому условию, что добавки сильнее растворяются в твердом состоянии при высоких температурах, чем при более низких. Однако практическое применение находит, повидимому, только электрон с 7% Al и 0,4% Mn (в Америке) [4]. Повышение механических свойств при термообработке однако в этом случае незначительно, что видно из данных табл. 23. Другой, подробно не описанный, сплав рекомендуется в последнее время в Германии [5]. Термообработка состоит из очень длительного нагрева примерно при 400° закалки и отпуска при 150°.

Таблица 23

Влияние термообработки на механические свойства электрона (по Гарвей)

Состояние	Предел текучести *кг/мм²*	Сопротивление разрыву *кг/мм²*	Удлинение %	Твердость по Бринелю *кг/мм²*	Сопротивл. усталости (число перемен нагрузки $500 \cdot 10^6$ *кг/мм²*)
Литое	6,0	17,6	6	50	6
После улучшения	6,7	23,2	10	51	7

[1] R. S. Archer a. L. W. Kempf, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, p. 448—479; G. Sachs, Z. VDI, Bd. 77, 1933, S. 115—120.

[2] H. Steudel, Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt J. 6.; R. J. Anderson, Metallwirtschaft, Bd. 7, 1928, S. 167—173; M. Schwarz, Z. f. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 417—420; H. Koch, Diss. Aachen, 1931.

[3] R. S. Archer, Trans. Amer. Soc. Stl. Treat., v. 10, 1926, p. 718—747; B. Stoughton a. N. Miyake, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 541—559; K. L. Meissner, J. Inst. Met. v. 38, London 1927, p. 195—216; Metallwirtschaft, Bd. 7, 1928, S. 128—136, 252—258; J. A. Gann, Trans. Amer. Inst. min metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1929, p. 309—332.

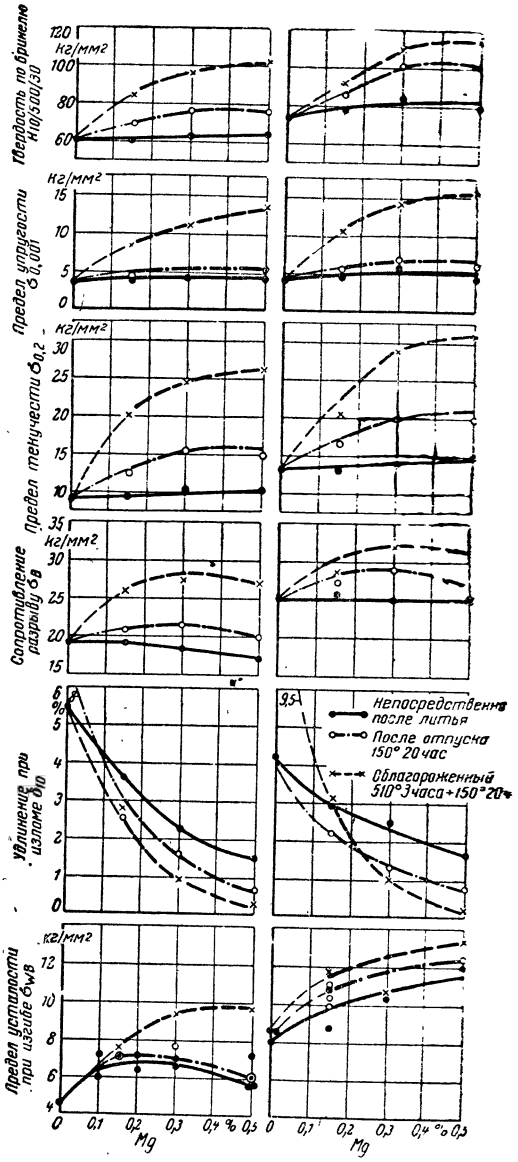
[4] H. G. Harvey, Met. and Alloys, v. 1, 1929 1930, p. 365—367.

[5] O. Keinert, Werkstoff-Techn., Bd. 27, 1933, S. 100—103; P. Brenner, Vortr. DVL Hauptversig., 26 Nov. 1932, Jb. DVL, 1933, S. VI 27—35.

161. Принципы улучшения литейных сплавов

Обстоятельные исследования, проведенные нами с силумином, содержащим магний, позволяют в известной мере понять сложное взаимодействие различных факторов при термообработке литья. Фиг. 322 и 323 показывают влияние содержания магния на свойства образцов при литье в землю и кокиль: 1) в литом состоянии, 2) отпущенных при 150° в течение 24 час., 3) закаленных с 510° после нагрева при этой температуре в течение 3 час. и отпущенных при 150° в течение 24 часов. Во всех случаях обнаруживается, что эффект термообработки повышается вначале с повышением содержания магния. По опытам с прокатываемыми сплавами следует ожидать, что это должно иметь место до тех пор, пока магний будет переходить в твердый раствор.

При литье в землю без последующей гомогенизации при высоких температурах магний оказывает упрочняющее действие лишь до содержания около 0,2% (фиг. 322). Это означает, следовательно, что при охлаждении в условиях литья в землю в твердом растворе остается около 0,2% Mg, остальное же количество вновь выделяется при охлаждении после литья. Однако такое заключение может быть и не обязательно верным, так как литое состояние не является гомогенным, и часть магния, вероятно, будет концентрироваться в отдельных местах, не принимая участия в реакции. Вышеуказанная цифра 0,2% тогда соответственно понизилась бы: однако это имеет подчиненное значение для развиваемых здесь соображений. Во всяком случае следует ожидать, что при отжиге в раствор войдет большое количество магния. Действительно, фиг. 322 показывает, что эффективное содержание магния достигает при этом даже выше 0,5%. Это и есть примерно то



Фиг. 322 и 323. Влияние содержания магния и термообработки на механические свойства силумина при литье в землю и в кокиль.

Фиг. 322. Литье в землю.

Фиг. 323. Литье в кокиль.

количество, которое переходит в состоянии равновесия в твердый раствор в виде Mg_2Si.

При кокильном литье, напротив, магний с самого начала оказывает значительно большее влияние. Вследствие быстрого охлаждения он почти весь остается в растворе. Это следует из того, что полная термообработка при кокильном литье едва ли дает преимущество по сравнению с одним только отпуском (ср. фиг. 323).

Последующий отжиг при кокильном литье является, следовательно, излишним, если охлаждение было достаточно быстрым. Отсюда естественно вытекает заключение о необходимости по возможности быстрой закалки изделий из силумина с магнием после отливки в кокиль. При этом было обнаружено, что иногда твердость сплава сразу же получается очень высокой, что дает возможность обходиться без отпуска. Очевидно, последнее основывается на том, что охлаждение в области температур отпуска происходит достаточно медленно, чтобы эффект отпуска мог проявиться в полной мере. При некоторых улучшаемых поршневых сплавах эффект этот имеет, однако, место уже и при обычном охлаждении. Очевидно, правильное регулирование условий охлаждения при улучшаемом литье может вполне заменить сложный процесс термообработки. Практическое разрешение этой проблемы пока еще не достигнуто.

Возникает еще вопрос, представляет ли и притом какие именно преимущества в случае полной термообработки быстрое затвердевание при кокильном литье. Кривые фиг. 323 указывают как-будто, что при кокильном литье достижимы значительно более высокие качественные показатели, чем при литье в землю. Однако это противоречит мнению, изложенному в разделе 110, что охлаждающее действие кокиля большей частью устраняется при последующем отжиге. Разрешение этого кажущегося противоречия лежит в том, что кокильное литье скорее переводится при отжиге в состояние равновесия при данной температуре и эффект упрочнения тем самым достигается проще и надежнее. При литье в землю получаются почти те же свойства, если температура отжига достаточно высока или если длительность отжига достаточно велика. Очевидно, при медленном охлаждении фаза, содержащая магний, выделяется в виде столь крупных частиц, что необходимо значительное время для нового перехода ее в раствор.

Это становится еще яснее, если мы рассмотрим более массивные сечения, чем образцы с диаметром 12 *мм* (см. фиг. 322 и 323). Испытания образцов диаметром 30 *мм*, отлитых в землю, показали, что в этом случае максимальный эффект улучшения еще не достигается, при предельной температуре нагрева, при которой еще не образуется пузырей даже после 24-часовой выдержки. Литье в кокиль, а также установка холодильников в массивных сечениях имеют, следовательно, то немаловажное для практики преимущество, что нагрев перед закалкой может производиться в большем интервале температур и с более короткими выдержками. Свойства материала в массивных сечениях при литье в землю всегда получаются значительно ниже тех же свойств при кокильном литье. Так в образцах, толщиной 30 *мм*, сопротивление разрыву при литье в землю достигалось около 26 *кг/мм²* против 32 для тонких образцов при литье в кокиль и 30 *кг/мм²* — для толстых образцов при кокильном литье и тонких образцов при литье в землю. Предел текучести и твердость, однако, во всех случаях очень близко совпадали. Отметим, что достигаемое в толстых образцах при литье

в землю абсолютное повышение прочности на 100% чрезвычайно велико.

Еще яснее выступают эти сложные взаимоотношения при отдельных испытаниях шприцлитья из силумина с магнием. Резкое охлаждение в этом случае сообщает сплаву уже в литом состоянии твердость свыше 95 *кг/мм*², а после отпуска свыше 120 *кг/мм*². Достижение таких высоких значений несмотря на неплотность шприцлитья означает, что здесь одновременно складываются упрочняющее действие охлаждения в кокиле и улучшение. После полной термообработки получалась твердость лишь в 85 *кг/мм*², что ниже даже твердости обычного литья в землю или кокиль (90—100 *кг/мм*²). Отжиг при высокой температуре, следовательно, полностью устраняет охлаждающее действие кокиля; очень мелкое зерно, получаемое при шприцлитье, также не дает никаких преимуществ при улучшении.

При применении улучшения к литейным сплавам необходимо знать, какой цели при этом стремятся достичь. При подобной обработке желательно прежде всего повышение механических свойств. При этом об улучшении сплава судят по увеличению твердости, пределов упругости и текучести, а также по сопротивлению разрыву. При этом мирятся с некоторым снижением удлинения, т. е., следовательно, пластичности сплава, если не возникает опасений, что это может вредно отозваться при правке или при толчковых нагрузках. При этом считают, как правило, что продолжительность службы данной отливки соответственно повышается.

Исследования последних лет показали, однако, что огромное большинство аварий происходит из-за изломов усталости. На фиг. 322 и 323 видно, что обработка, значительно повышающая предел текучести и твердость, лишь незначительно сказывается на сопротивлении усталости. Тот факт, что один только отпуск мало влияет на сопротивление усталости сплавов при литье в землю, представляется весьма важным. Аналогичные наблюдения были сделаны также при испытаниях улучшаемых медных сплавов.

С другой стороны, дальнейшие испытания, предпринятые в связи с этим, показали, что для повышения сопротивления усталости решающее значение имеют гомогенизация и закалка. Максимальное сопротивление усталости достигается в сплавах, представляющих возможно более насыщенные твердые растворы, в то время как перевод последних в промежуточное состояние при отпуске имеет меньшее влияние. Так было обнаружено даже, что нагрев при 510° и закалка повышают сопротивление усталости обыкновенного силумина приблизительно с 4,5 до 8,0, т. е. почти до значений для лучших улучшаемых сплавов. Кремний при сравнительно высокой температуре переходит в количестве до 1,5% в твердый раствор, и этого, повидимому, достаточно для получения высокого сопротивления усталости. Возможно, что известную роль при этом играет изменение формы кристаллов кремния. Однако при медленном охлаждении сопротивление усталости снова значительно падает. Следовательно, повышение сопротивляемости сплавов по отношению к постоянным и переменным нагрузкам необязательно следует параллельно. Это необходимо иметь в виду при применении улучшения к литейным сплавам. Стремление направлено, естественно, к улучшению сплава во всех отношениях, что обычно и достигается при полной термообработке, как об этом свидетельствуют фиг. 322 и 323.

При практическом проведении термообработки большое значение

имеет точное поддержание предписанной температуры нагрева и возможно быстрое охлаждение. Очень точно и равномерно работающие нагревательные печи, колебания температуры в которых в процессе нагрева не превышают ± 5°, допускают особенно высокие температуры нагрева перед закалкой, например для γ-силумина свыше 530°. Это сообщает сплавам заметное повышение свойств, особенно твердости и предела текучести, по сравнению со свойствами, получаемыми при более низких температурах. Высокая температура нагрева способствует также эффективности закалки, так как в противном случае задержка уже в несколько секунд заметно снижает свойства.

Из всего вышесказанного следует, что максимальные механические свойства улучшаемых сплавов не всегда обеспечиваются проведением термообработки по определенной схеме, но что часто они достигаются лишь при установлении специальных условий для каждого отдельного случая.

162. Поршни из легких сплавов

Обширная область применения, завоеванная в настоящее время легкими металлами за счет господствовавшего там ранее чугунного литья, — это поршни для моторов всех видов. Серый чугун хорошо выдерживает высокие температуры и высокие напряжения в камере сгорания мотора, благодаря его высокой точке плавления и стойкости при высокой температуре. Чугун по чугуну мало изнашивается и работает с очень малой игрой, благодаря чему устраняется явление биения, которое сильно ускоряет изнашивание. Недостатками чугунных поршней являются их высокий удельный вес и малая теплопроводность, которая требует больших сечений для отвода тепла, развивающегося при сгорании, и устранения недопустимого перегрева.

По сравнению с этим легкие металлы имеют на первый взгляд единственное преимущество — меньший уд. вес. При первых успешных испытаниях поршней из легких сплавов[1] выяснилось кроме того, что они далеко не столь сильно нагреваются, как чугунные поршни, отчасти вследствие их лучшей теплопроводности (ср. табл. 18, раздел 146), благодаря чему тепло в них распределяется более равномерно и быстрее отводится, отчасти вследствие более гладкой и блестящей поверхности их, которая отражает теплоту[2]. Поэтому дальнейшими преимуществами являются меньшие теплопотери, лучшая смазываемость (меньшее обуглероживание масла) и возможность более высокого уплотнения в камере сгорания. Вследствие все же сравнительно высоких тепловых напряжений пригодными для этих целей оказались, однако, наиболее устойчивые при высоких температурах сплавы алюминия с медью и позднее высококремнистые алюминиевые сплавы[3], в то время как алюминиевые сплавы с цинком и магниевые сплавы (электроны) с их малой стойкостью при высоких температурах не получили распространения. Только для гоночных машин электронные поршни находят себе применение ввиду их малого веса.

---

[1] W. Selve, Z. f. Metallk., Bd. 13. 1931. S. 316—318; E. V. Pannell, Met. Ind., v. 19, London 1921, p. 15—17; G. Becker. Vervollkommnung der Kraftfahrzeugmotoren durch Leichtmetallkolben. Berlin 1922.

[2] R. Sterner-Rainer, Schrift. Techn. Hochsch. Darmstadt 1933, Heft 2, S. 20—25.

[3] H. Stheudel, Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, Blatt J. 6; R. Sterner-Rainer, ibidem.

Таблица 24

Поршневые сплавы (по Штернер-Райнеру)

Сплав	Состав, %							Прочие добавки	Примечание
	Al	Cu	Mg	Ni	Mn	Fe	Si		
Бирмаль L8	Ост.	11—13	—	—	—	2	—	—	
Борго	Ост.	11—13	—	—	—	2	—	—	
Линит 194	»	4—6	0,1	—	—	0,6	—	—	
Дуралюмин	»	4	0,5	—	0,5	—	—	—	Только в прессованном виде
Линит 146	»	8,5	0,2	—	—	1,2	—	—	
Боналит	»	8,5	0,2	—	—	1,2	—	—	
Бирмалит	»	10	0,3	—	—	0,5	—	—	
SAE 34	»	10	0,3	—	—	0,5	—	—	
Новалит G97	»	13	0,25	—	0,8	0,8	—	—	
RR 53 (гидуминиум)	Ост.	2,25	1,6	1,3	—	1,4	1,25	0,1% Ti	
Сплав Y	»	4	1,5	2	—	< 0,75	—	—	
Специальный сплав KS	»	15,5	0,3	0,6	—	0,6	—	—	
Титаналь	Ост.	12	0,3	—	—	0,5	4,3	—	
Лоу-Экс	Ост.	1	0,9	2,3	—	0,8	12,5	—	
KS 245	»	4,5	0,7	1,5	1,0	0,5	14	—	
Алюмиль	»	2	—	0,5	—	0,7	21	—	
KS 280	»	1,5	0,5	1,5	0,7	0,7	21	1,2% Co	
Электрон	0 12	–	Ост.		–	–	1—2	0,3% Zn	В прессов. виде для гоночных автомоб.

Из обоих типов сплавов, широко применяемых в настоящее время, медьсодержащие сплавы обладают более высокими теплопроводностью, стойкостью при высоких температурах и вязкостью, сплавы с кремнием — меньшей изнашиваемостью и меньшим коэфициентом термического расширения (ср. раздел 146)[1]. В табл. 24 приводятся важнейшие поршневые сплавы. Из обеих групп сплавов с течением времени были разработаны высококачественные сплавы, удовлетворяющие высоким требованиям, предъявляемым к твердости, а также склонности к формоизменению в рассматриваемой области температур (до 250° ?). В группе медьсодержащих сплавов наиболее пригодными оказались сплав с 10% Cu, 0,5% Mg и около 1% Fe[2], а также и сплавы Y и RR53 с никелем и магнием, в особенности для крупных размеров поршней дизельмоторов (до диаметра 700 *мм*)[3]. Для меньшего размера поршней, повидимому, постепенно завоевывают себе место очень хорошо сопротивляющиеся износу сплавы с 12,5—21% Si и 3—8% различных тяжелых металлов. Распространение их обязано особенно применению специального способа литья для высококремнистых сплавов, который обеспечивает утончение кристаллов кремния и благодаря этому повышает прежнюю малую вязкость этих сплавов[4]. Такие сплавы уже давно широко применяются в Германии (алюзиль, KS245, KS280); в последнее время Америка также признала их преимущества.

Все применяемые в настоящее время поршневые сплавы поддаются улучшению, в особенности потому, что они почти все содержат магний (0,1—1,6%). Хотя они достигают особенно высоких свойств при полной термообработке[5], используются они по большей части в литом состоянии. Улучшение поршней нелегко удается без возникновения при этом трещин: с этим, повидимому, связаны определенные затруднения при их применении[6]. Литейные напряжения и «рост» сплавов можно частично устранить при помощи специального отпуска[7].

При особенно высоких требованиях в отношении надежности в самолетостроении применяют иногда также кованые поршни из медьсодержащих сплавов: дуралюмина, сплава Y и RR56, а также из сплава лоу-экс с кремнием.

Поршни меньшего размера при больших сериях изготовлялись раньше путем отливки в кокиль с земляным стержнем[8], теперь же применяют преимущественно стальные стержни.

Успешное применение поршней из легких сплавов обязано не только подбору соответствующего сплава и условий литья. Трудности

---

[1] По вопросу о расширении при нагревании алюминиевых сплавов в настоящее время имеются подробные опыты L. W. Kempf, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1933, p. 308—324.

[2] N. F. Budgen. The Heat Treatment and Annealing of Aluminium and its Alloys, London 1932. p. 217.

[3] G. Mortimer a. J. G. Paige, Rev. Aluminium Appl., No. 47, 1933, p. 1621—1637.

[4] R. Sterner-Rainer. Schrift. Techn. Hochsch., Darmstadt 1933, Heft 2, S. 20—25.

[5] S. Daniels. Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., v. 73, 1926, p. 479—504; N. F. Budgen, The Heat Treatment, p. 217.

[6] G. Mortimer a. J. G. Paige, ibidem.

[7] N. F. Budgen. The Heat Treatment, p. 215.

[8] R. J. Anderson a. M. E. Boyd. Foundry Trade J., v. 29. 1924. p. 477—856; Met. Ind., v. 24, London 1924. p. 545—549, 573—575; v. 25, 1924, p. 494—496, 517—518; F. G. Steinebach, Foundry, v. 61, 1933, p. 10—13. 40. 42.

правильного регулирования игры поршня состоят, с одной стороны, в том, что при работе поршень разогревается сильнее, чем цилиндр, а с другой, в более высоком коэфициенте термического расширения поршневого материала. Обусловленные этим различия в габаритах поршня и цилиндра в холодном и горячем состоянии устраняются, во-первых, тем, что в теле поршня делаются шлицы и он скрепляется полосой никелевой стали инвар с очень малым коэфициентом расширения (поршни нельсон-боналит)[1]. В качестве сплава при этом применяют сплав с 10% Cu и 0,3% Mg. Другой способ, применяемый в настоящее время, состоит в том, что цилиндр делается из чугуна с 15% Ni, 6% Cu и 2% Cr (нирезист) с коэфициентом расширения ($18—20 \cdot 10^{-6}$ при 315°), превышающим на 50% коэфициент расширения обыкновенного чугуна[2]. Чугун этот можно также заливать в высококремнистые алюминиевые сплавы с одинаковым коэфициентом термического расширения в виде пояска для выточки в нем канавок для поршневых колец, благодаря чему повышается сопротивление износу (разработке), главным образом в двух первых канавках поршневых колец, подвергающихся особенно высоким напряжениям[3]. Однако как раз сплавы с наивысшим содержанием кремния уже сами по себе стойки против изнашивания, так что при соответствующей обработке износа канавок не наступает. Чугун также утяжеляет и удорожает поршень и затрудняет кроме того отвод тепла. Для устранения наблюдавшегося ранее часто выбивания гнезд поршневого пальца считается достаточным очень точная пригонка поршневого пальца, изготовляемого из жаростойкой стали[4].

---

[1] E. Mahle, Werft. Reed. Hafen, Bd. 14, 1933, S. 255—274.

[2] J. S. Varnick a. P. D. Merica, Trans. Amer. Soc. Stl. Treat., v. 18, 1930, p. 923—934; R. Müller u. R. Hanel, Chem. Fabrik, Bd. 5, 1932, S. 493—504; R. Hanel u. R. Müller, Mitt. Nickel Inf. Büro, Frankfurt 1933, 1313.

[3] E. Mahle, Nickel-Ber., 1932, S. 93—95, Werft. Reed Hafen, Bd. 14, 1933, S. 255—256.

[4] E. Mahle, ibidem

Элемент	Химическое обозначение	Атомный номер	Атомный вес	Точка плавления, °С	Точка кипения, °С	Плотность	Теплота плавления, кал/г	Средняя теплоемкость, кал/г	Расширение $l = l_0(1 + \alpha t + \beta t^2)$	
									$\alpha \cdot 10^5$	$\beta \cdot 10^9$
Азот	N	7	14,0	— 210,5	— 196	—	—	—	—	—
Алюминий	Al	13	27,0	658	~ 2000	2,69	80	0,23	2,29	39,5
Барий	Ba	56	137,4	850	1540	3,6	—	(0,068)	—	—
Бериллий	Be	4	9,02	1285	~ 1900	1,84	—	(0,46)	—	5,18
Бор	B	5	10,8	2300	—	1,73	—	(0,30)	—	—
Бром	Br	35	79,9	— 7	59	3,14	3	—	—	—
Ванадий	V	23	50,95	1715	—	5,7	—	(0,115)	—	—
Висмут	Bi	83	209,0	271,0	1560	9,80	14	0,069	1,367	5,2
Водород	H	1	1,008	—	—	—	—	—	—	—
Вольфрам	W	74	184,0	3370	4830	19,1	—	(0,040)	0,444	0,0045
Галлий	Ga	31	69,7	30	2300	5,9	—	(0,09)	—	—
Гафний	Hf	72	178,6	2230	—	13,3	—	—	—	—
Германий	Ge	32	72,6	958	—	5,40	—	—	—	—
Железо	Fe	26	55,8	1530	2450	7,86	66	0,17	1,116	5,3
Золото	Au	79	197,2	1063	2677	19,3	15	0,036	1,416	2,15
Индий	In	49	114,8	155	—	7,25	—	—	—	—
Иридий	Ir	77	193,1	2350	> 4800	22,4	—	—	—	—
Кадмий	Cd	48	112,4	321	767	8,64	13	0,058	2,693	46,6
Калий	K	19	39,1	63,5	762	0,86	15	0,18	—	—
Кальций	Ca	20	40,1	851	1240	1,55	79	0,18	8,3	—
Кислород	O	8	16,0	— 219	— 183	—	—	—	—	—
Кобальт	Co	27	58,9	1490	> 2400	8,8	67	0,16	1,208	6,4
Кремний	Si	14	28,1	1414	2400	2—2,3	—	(0,17)	0,355	—
Лантан	La	57	138,9	826	—	6,15	—	—	—	—

ШИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Электропроводность (комнатная температура) $K \cdot 10^4$	Модуль упругости $кг/мм^2 \cdot 10^{-4}$	Модуль сдвига $кг/мм^2 \cdot 10^{-4}$	Сжимаемость, $мм^2/кг \cdot 10^4$	Твердость по Бринелю $кг/мм^2$	Кристаллическая решетка		
					Структура	Постоянная решетки	
						a Å	c Å
—	—	—	—				
—	0,74	0,27	1,34	15	Гранецентрированная кубическая	4,041	—
—	—	—	10,2	—	Пространственноцентрированная кубическая	5,04	—
15,5	—		0,855	—	Гексагональная наиболее плотная упаковка	2,28	3,62
—	—	—	0,3				
—	—	—	50,9	—			
—	—	—	0,61	—	Пространственноцентрированная кубическая	3,04	—
0,83	0,33	0,12	3,5	—	Решетка мышьяка (ромбическая)	5,14	$\alpha = 57°16'$
—	—	—	—	—			
20	3,6	1,5	0,30	9	Пространственноцентрированная кубическая	3,1157	—
—	—	—	2,1	—	(Тетрагональная)	4,51	7,51
2,70	—	—	0,90	—	Гексагональная наиболее плотная упаковка	3,32	5,46
0,0011	—	—	1,4	—	Решетка алмаза	5,62	—
10,3	2,17	0,83	0,60	—	Пространственноцентрированная кубическая [1]	2,861	—
68,5	0,81	0,28	0,58	20	Гранецентрированная кубическая	4,070	—
—	—	—	2,7	—	То же	3,24	4,86
—	5,25	—	0,27	170	То же	3,831	—
13,2	0,51	0,2	2,2	20	Гексагональная наиболее плотная упаковка	2,974	5,606
16,4	—	—	~ 3,5	—	Пространственноцентрированная кубическая	5,25	—
21,8	—	—	5,8	—	Гранецентрированная кубическая	5,56	—
—	—	—	—	—			
15	2,1	0,78	0,54	125	То же	3,534	—
—	—	—	0,31	—	Решетка алмаза	5,42	—
17,4	—	—	3,51	40			

Элемент	Химическое обозначение	Атомный номер	Атомный вес	Точка плавления, °C	Точка кипения, °C	Плотность	Теплота плавления, *кал/г*	Средняя теплоемкость, *кал*	Расширение $l_t = l_0(1 + \alpha t + \beta t^2)$	
									$\alpha \cdot 10^5$	$\beta \cdot 10^3$
Литий	Li	3	6,94	180	1340	0,534	33	(0,79)	60	—
Магний	Mg	12	24,3	650	1100	1,74	56	0,27	2,507	9,36
Марганец	Mn	25	54,9	1244	1900	7,3	65	(0,12)	2,161	12,1
Медь	Cu	29	63,6	1083	2360	8,93	50	0,11	1,607	4,03
Молибден	Mo	42	96,0	2500	3560	10,2	—	(0,076)	0,501	1,38
Мышьяк	As	33	75,0	817	~ 630	5,72	—	(0,079)	0,602	—
Натрий	Na	11	23,0	98	88	0,97	26	(0,29)	7,2	—
Никель	Ni	28	58,7	1452	2340	8,8	70	(0,13)	1,236	6,60
Олово	Sn	50	118,7	231,8	2275	7,28	14	0,004	2,033	26,3
Осмий	Os	76	190,9	2700	> 5300	—	—	—	—	—
Палладий	Pd	46	106,7	1554	2200	11,5	34	0,070	1,167	2,187
Платина	Pt	78	195,2	1771	4300	21,4	—	0,034	0,8868	1,324
Рений	Re	75	186,3	> W?	> W?	21,2	—	(0,035)	—	—
Родий	Rh	45	102,9	1960	> 2500	12,3	—	—	—	—
Ртуть	Hg	80	200,6	— 38,9	357	13,6	2,7	0,033	18,26	—
Рубидий	Rb	37	85,5	38	—	1,52	—	—	—	—
Рутений	Ru	44	101,7	2460	> 2700	12,28	—	—	—	—
Свинец	Pb	82	207,2	327	1750	11,34	6	0,030	2,726	7,4
Селен	Se	34	79,2	220.5	688	—	16	0,084	—	—
Сера	S	16	32.1	112,8	445	2.0	11	0,18	—	—
Серебро	Ag	47	107.9	960.5	~ 2000	10,50	25	0,065	1.827	4,793

Электропроводность (комнатная температура) $K \cdot 10^4$	Модуль упругости $кг/мм^2 \cdot 10^{-4}$	Модуль сдвига $кг/мм^2 \cdot 10^{-4}$	Сжимаемость, $мм^2/кг \cdot 10^4$	Твердость по Бринелю $кг/мм^2$	Кристаллическая решетка		
					Структура	Постоянная решетки	
						a Å	c Å
11,8	—	—	8.7	—	Пространственноцентрированная кубическая	3,46	—
23,0	0,43	0,18	3,0	25	Гексагональная наиболее плотная упаковка	3,202	5,199
10,0	—	—	0,82	—	Гранецентрированная тетрагональная [1]	2,67	3.53
64,1	1,1	0,44	0,73	35	Гранецентрированная кубическая	3,608	—
20	—	—	0,35	—	Пространственноцентрированная кубическая	3,140	—
2,85	—	—	4,4	—	Решетка мышьяка (ромбическая)	4,14	$\alpha = 54°7'$
23,4	—	—	15,6	—	Пространственноцентрированная кубическая	4,24	—
15,2	2,0	0,75	0,53	70	Гранецентрированная кубическая	3,519	—
8,82	0,55	0,18	2,0	5	Пространственноцентрированная тетрагональная	5,819	3,175
—	—	—	—	—	Гексагональная наиболее плотная упаковка	2,72	4,31
9,3	1,15	0,52	0,52	50	Гранецентрированная кубическая	3,882	—
10,2	1,7	0,62	0,35	50	То же	3,916	—
—	—	—	—	—	Гексагональная наиболее плотная упаковка	2,755	4,449
—	2,8	—	0,37	140	Гранецентрированная кубическая	3,796	—
—	—	—	3,9	—	(Ромбоэдрическая)	3,00	$\alpha = 70°32'$
—	—	—	40	—	Пространственноцентрированная кубическая	5,62	—
—	—	—	—	220	Гексагональная наиболее плотная упаковка	2,69	—
—	0,17	0,08	2,3	4	Гранецентрированная кубическая	4,940	—
—	0,55	0,07	12	—	Решетка селена (гексагональная)	4,34	4,95
—	—	—	13—14	—			
68,1	0,81	0,28	0,99	25	Гранецентрированная кубическая	4.077	4,28

Элемент	Химическое обозначение	Атомный номер	Атомный вес	Точка плавления, °C	Точка кипения, °C	Плотность	Теплота плавления, *кал/г*	Средняя теплоемкость, *кал*	Расширение $l = l_0(1 + \alpha t + \beta t^2)$	
									$\alpha \cdot 10^5$	$\beta \cdot 10^9$
Стронций	Sr	38	87,6	797	1370	2,60	—	—	—	—
Сурьма	Sb	51	221,8	630	1635	6,69	91	0,052	0,923	13,2
Таллий	Tb	81	204,4	301	1460	11,85	4	(0,031)	3,13	—
Тантал	Ta	73	181,5	3030	—	16,6	—	(0,042)	0,659	0,09
Теллур	Te	52	127,5	452,5	1390	6,25	34	—	—	—
Титан	Ti	22	47,9	1850	—	4,5	—	(0,11)	—	—
Торий	Th	90	232,1	1800	—	11,5	—	(0,028)	—	—
Углерод:										
Графит	C	6	12,0	~ 3900	—	2,25	—	—	—	—
Алмаз	C	6	12,0	~ 3900	—	3,51	—	—	—	—
Уран	U	92	238,1	1690	—	18,7	—	(0,028)	—	—
Фосфор	P	15	31,0	44	280,5	1,8—2,7	—	—	—	—
Фтор	F	9	19	— 223	— 187	—	—	—	—	—
Хлор	Cl	17	35,5	— 100,5	— 34	—	—	—	—	—
Хром	Cr	24	52,0	1565	1800	7,1	75	0,15	0,811	3,23
Цезий	Cs	55	132,8	26	1,87	—	—	—	—	—
Церий	Ce	58	140,1	630	6,8	—	—	—	—	—
Цинк	Zn	30	65,4	419,4	907	7,14	24	0,100	3,54	10,0
Циркон	Zr	40	91,2	1860	—	6,53	—	(0,066)	—	—

[1] Другие модификации. Церий: **гексагональная наиболее плотная упаковка:** $a = 3{,}65$; (β-хром). Железо: гранецентрированная **кубическая:** $a = 3{,}63$ **(γ-железо).** Кальций: гекса нальная наиболее плотная упаковка: $a = 2{,}51$; $c = 4.10$ (ξ-кобальт). Марганец: кубическая: кубическая: $a = 4{,}84$ (ξ-таллий). Олово: решетка алмаза: $a = 6{,}46$ Å (серый).

Электропроводность (комнатная температура) $K \cdot 10^4$	Модуль упругости $кг/мм^2 \cdot 10^{-4}$	Модуль сдвига $кг/мм^2 \cdot 10^{-4}$	Сжимаемость, $мм^3/кг \cdot 10^4$	Твердость по Бринелю $кг/мм^2$	Кристаллическая решетка		
					Структура	Постоянная решетки	
						a Å	c Å
(3,3)	—	—	8,2	—	Гранецентрированная кубическая	6,06	—
2,56	0,80	—	2,5	30	Решетка мышьяка (ромбическая)	4,50	$\alpha = 56°36'$
5,7	—	—	3,6	3	Гексагональная наиболее плотная упаковка [1]	3,45	5,51
6,8	1,9	—	0,5	—	Пространственноцентрированная кубическая	3,3	—
—	0,42	0,16	1,5	—	Решетка селена (гексагональная)	4,445	5,91
1,22	—	—	1,82	—	Гексагональная наиболее плотная упаковка	2,95	4,69
5,6	—	—	—	—			
2,4	0,084	—	~ 3	—	Решетка графита (гексагональная)	2,46	6,79
—	—	—	0,17	—	Решетка алмаза (кубическая)	3,560	—
—	—	—	1,0	—			
—	—	—	5—20	—			
—	—	—	—	—			
—	—	—	~ 9,5	—			
8,5	—	—	0,52	~ 350	Пространственноцентрированная кубическая [1]	2,878	—
1,34	—	—	60	—	То же	6,05	—
—	—	—	4,6	—	Гранецентрированная кубическая [1]	5,12	—
17,4	0,81	0,32	1,7	35	Гексагональная наиболее плотная упаковка	2,659	4,935
2,03	—	—	1,10	—	То же	3,23	5,14

$c = 5{,}93$ (β-церий). Хром: гексагональная наиболее плотная упаковка: $a = 2{,}71$; $c = 4{,}41$ гональная наиболее плотная упаковка: $a = 3.98$; $c = 6{,}52$ (β-кальций). Кобальт: гексаго- $a = 8.894$ (α-марганец); кубическая: $a = 6{,}29$ (β-марганец). Таллий: гранецентрированная

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

Алюзиль 257, 293, 300
Алюминий горячеломкость 185
— дегазация 105
— и вода, водяной пар 63, 67
— — водород 61, 67, 75
— — железо 88
— — кремний 88, 98, 247
— — марганец 248
— — медь 248
— — никель 248
— — титан 81
— метод Хаглунда 81, 88
— неплотные места в отливке, пористость 75, 76, 179
— образование усадочных раковин 22
— окисление 63, 101, 102, 103
— поглощение газов 67, 69
— процесс отливки 132, 133, 134, 136, 140, 200
— рекристаллизация 81, 88
— свойства 19, 191, 200, 204, 253, 294
— способность заполнять форму 171, 173, 174
— степень чистоты 82
— структура отливки 24, 31, 81, 88, 139, 203
Алюминиевое литье, алюминиевые сплавы, антифрикционные качества 253, 254, 255
— — — — газовые пузыри 75
— — — — герметичность 181, 276
— — — — горячеломкость 185
— — — — дегазация 105
— — — — действие надрезов 239
— — — — диаграммы состояния табл. I и II
— — — — износ 256, 257, 300
— — — — испытания на прочность 214, 262
— — — — и железо 96, 192, 275, 283, 287
— — — — — кадмий 260
— — — — — кремний 112, 284, 287
— — — — — магний 129, 224, 266, 284, 287, 300
— — — — — марганец 287
— — — — — медь 251, 259, 282, 287
— — — — — никель 248, 251, 284, 287

Алюминиевое литье, алюминиевые сплавы и титан 81, 283, 287
— — — — — цинк 282
— — — — коррозия 258, 259, 260
— — — — литье в кокиль 156, 159, 160, 186, 200, 204, 213
— — — — механические свойства 127, 169, 200, 208, 216, 217, 219, 247, 266, 270
— — — — неплотные места, пористость 73, 76, 178, 271, 277
— — — — обработка хлором 105
— — — — окисление 101, 157
— — — — переплавка 134
— — — — плакировка 74
— — — — поршни 257
— — — — присадки скрапа 104
— — — — процесс литья 136, 157, 196, 199, 208, 210
— — — — прочность при высоких температурах 247, 250, 282, 292, 300
— — — — растрескивание 159, 183, 186, 190
— — — — содержание газа 57
— — — — сопротивление утомляемости 229, 230, 231, 232, 233, 239, 266, 267, 269
— — — — состав 230, 231, 232, 233, 266, 293
— — — — способность заполнять форму 173
— — — — улучшение 75, 127, 184, 269, 285, 300
— — — — устранение напряжений 118, 300
— — — — шлаки 94, 157, 182, 274
— — — — шлаковые покровы 101, 102, 157
Шприцлитье 96, 164, 169
Алюминиевая бронза диаграмма состояния табл. III
— — закалка 126
— — ликвация в слитках 51, 55, 57
— — литье в кокиль 158
— — механические свойства 127, 234, 249
— — микроскопическая (дендритная) ликвация 47
— — растворимость газов 61
— — растрескивание 185
— — шприцлитье 164

Алюминиевые сплавы с железом табл. I
— — — магнием гомогенизация 119
— — — — диаграмма состояния табл. I
— — — — коррозия 121, 258, 260
— — — — механические свойства 230, 232
— — — — микроскопическая (дендритная) ликвация 122
— — — — структура 96, 120, 260
— — — марганцом 248, 284
— — — никелем 173, 248, 284
— — — силицидом магния 258, 260, 287
— — — цинком горячеломкость 282, 283
— — — — диаграмма состояния табл. I
— — — — и медь, *см. немецкий сплав* 230
— — — — механические свойства 282
— — — — микроскопическая (дендритная) ликвация 47
— — — — прочность при высоких температурах 282, 283
— — — — распад 283
— — — — растрескивание 186, 187
— — — — способность заполнять форму 132
Алюфонт 230, 235
Альпакс *см. кремнеалюминиевые сплавы*
Альсанит 105
Американский сплав 201, 230, 235, 283
Антикорродаль 258, 260
Антифрикционные качества 251
Атмосфера, влияние на расплав 68, 100

Б

Баббиты антифрикционные качества 252, 253
— износ 255
— структура 35
— твердость при высоких температурах 249
Баббит Шарпи 249, 253
Бериллий 81, 82, 89, 90, 109, 294
Бирмабрайт 258
Бирмалит 293
Бирмаль 293
Боналит 257, 293
Бор 92, 294
Борго 293
Бориды 91, 106
Бористые соединения 106
Бронзы антифрикционные качества 251, 252, 255
— выпот 54, 56
— гомогенизация 48, 121
— горячая деформация 121
— диаграмма состояния 52, табл. III
— износ 256
— испытания прочности 215
— и никель 129, 175, табл. III
— — свинец, *см. свинцовистые бронзы*
— — фосфор 110, 255
— — цинк, *см. медноцинковые сплавы*
— коррозия 259
— ликвация слитка 52, 55, 57
— литейные напряжения 119, 193
— механические свойства 74, 121, 197, 204, 212, 229, 248
Бронзы микроскопическая ликвация 47, 120
— неплотные места, пористость 73, 75, 79, 101, 121, 163, 182, 204, 276
— обработка фосфором 110, 255
— оловянная кислота 95
— прочность при высоких температурах 243, 244, 245, 248
— процесс литья 120, 132, 197, 204, 206, 211
— процесс плавки 101
— растворимость газов 61, 66
— термообработка 120, 128
— центробежное литье 147, 163

В

Вайербарсы 142
Ванадий 86, 92, 294
Вертикальное литье 133
Вид излома 219
Висмут влияние величины зерна 141
— свойства 19, 29, 192, 294
— степень чистоты 82
— структура отливки 33
Висмутовые сплавы 45, 54, 173
Внезапный излом 225
Вода, водяной пар влияние на качество 68
— — — удаление при помощи вакуума 104
Водород 79, 92, 294
Волокнистая текстура 26
Вольфрам 86, 92, 294
Выпоры и газовые пузыри 75, 180
— — растрескивание 158, 190
— — усадочные раковины 75
— каменные кокили 132
— устройство 131, 158, 190, 193, 198, 199
Выпот 54, 57, 198
Высококачественное литье, *см. чугун*
Вязкость жидких металлов 176
— при ударных испытаниях (ударная вязкость, сопротивление удару, резильянс) 242

Г

Газовые поры, пузыри, *см. неплотные места, пористость*
Газы и выпот 54, 57
— — ликвация слитка 56
— — неплотные места, пористость 57, 63, 67, 76, 138, 178
— — усадочные раковины 70, 75, 136, 137
— определение 66, 78
— поглощение при плавке 66, 101
— — — электролизе 66, 67, 79
— растворимость в расплавах 61, 63, 64, 67, 78
— — — твердых металлах 62, 78
— реакции с металлами 62, 78
— содержание в металлах 64, 66, 67, 78
— удаление при плавке 66, 101, 104, 105, 108

— — путем отжига 75, 80
Гафний 89, 294
Герметичность 181, 276
Гидриды 91
Гидроналий 121, 258, *см. также алюминиевые сплавы с магнием*
Гидумин 287, *см. также сплавы* RR
Глинозем в алюминиевых сплавах 63, 93, 94
— — стали 94, 107
Гомогенизация и коррозия 121, 260
— ликваций в слитках 55, 119
— микроскопических ликваций 48, 119
— отливки 117, 119
— при закалке 118, 289, 290, 291
— улучшаемых сплавов 117, 244
Горизонтальное литье 132, 138
Горячеломкость 159, 184, 185
Горячие трещины 184
Губчатые места 276

Д

Давление кислорода окислов 104
Действие надрезов 222, 228, 238, 275
Дендриты 30, 33, 46
Диаграммы состояний 52, табл. I—V
Динамическое напряжение 220
Дисперсаль 157
Диффузия в твердом состоянии 48, 119, 123
— между расплавом и кристаллами 47, 120
Доливка 136, 155
Дуралюмин 285, 287, 293, 300
Дураналий 121, 258, *см. также алюминиевые сплавы с магнием*

Ж

Железо, *см. также чугун, сталь*
— включения глинозема 95
— и азот 62, 80, 93
— — водород 61, 92
— — кислород 66, 93, 107
— — кремний 93
— — сера 95, 102
— — углерод 65, 93
— — фосфор 93
— плакировка 134
— свойства 21, 294
— содержание газа 61, 79
— степень чистоты 83

З

Зависимость от толщины стенки 208
Заедание 254
Закалка 118, 120, 289, 291, 292
Закон рычага 44
Защитные покрытия 141, 157
Золото и сплавы 81, 92
— — свинец 98
— поглощение газов 74, 92
— свойства 19, 294
— степень чистоты 82
Золотые сплавы 120, 172, IV

И

Изменение формы (кристаллов) 117, 124
Износ подшипниковых сплавов 256
— поршневых сплавов 257
Инвар 190
Интервал затвердевания и горячие трещины 185, 189
— — — ликвация слитка 55
— — — микроскопическая (дендритная) ликвация 48
— — — образование усадочных раковин 177
— — — усадка 190
Испытание в вакууме на содержание газа 66, 178
— на антифрикционные качества в случае аварии 255
Испытание на герметичность 181
— — прочность 214
— — удар 218
— — утомляемость при ударе 241

К

Кадмий 19, 29, 83, 294
Калий 19, 294
Кальций 103, 106, 107, 108, 294
Карбид вольфрама 90, 91, 123
Карбиды 91
Кашеобразное состояние сплавов 186
Коагуляция 124
Кобальт 61, 79, 83, 87, 294
Кокили, *см. также холодильники*
— для литья слитка 12, 132
— — фасонного литья 160
— материал 13, 19, 132, 136, 160
— с водяным охлаждением 12, 134, 137
— толщина стенок 12, 133, 161
— трещины 160
Кокильная смазка, кокильная краска 131, 162
Кокиль с жалюзи по Цюблину 133
Концентрация электронов 42
Коррозия алюминиевых сплавов 238, 258
— бронз 258
— влияние примесей 258
— испытание 258
— и утомляемость 238, 241
— предупреждение 258
— свинца 81, 88, 116, 142
— цинка 88, 116
— чугуна 240, 258
— электрона 89, 97, 239, 240, 258
Корунд и глиноземистые шлаки 93, 94
Коэфициент усадки 191
Красное литье выпот 54
— — герметичность 181
— — диаграмма состояния табл. III
— — коррозия 258
— — механические свойства 211, 215, 231, 234, 246, 275
— — неплотные места, пористость 73, 101, 102, 122, 182, 212
— — процесс плавки 100
— — — отливки 181, 206, 212
— — прочность при высоких температурах 244
— — способность заполнять форму 175
— — и свинец 87
Кремнийалюминиевые сплавы герметичность 181

Кремниевоалюминиевые сплавы горячеломкость 159, 185
— — действие надрезов 240
— — диаграмма состояния табл. I
— — изменение формы кристаллов кремния 124, 291
— — износ 257, 300, 301
— — испытания на утомляемость при ударе 241
— — и железо 59, 96, 112, 126, табл. II
— — — кобальт 113
— — — магний, *см. кремниевоалюминиевые сплавы с магнием*
— — — марганец 113, 114, 115, 285
— — — медь, *см. кремниевоалюминиевые сплавы с медью*
— — — натрий, *см. облагораживание*
— — — титан 112, 114
— — — хром 113
— — коррозия 238, 240, 258
— — ликвация кремния 59
— — литье в кокиль 37, 100, 118, 151, 158, 184, 186, 199, 205, 206, 232, 239
— — механические свойства 114, 158, 168, 185, 200, 209, 216, 220, 230, 232, 235, 259, 266, 270, 272, 285
— — неплотные места, пористость 102, 156, 178, 179, 180
— — облагораживание (модификация) 37, 98, 124, 206, 284
— — облагораживающая соль 100, 102, 157
— — обработка дисперсалем 102
— — образование усадочных раковин 160, 177
— — отжиг 38, 124, 290
— — поршневые сплавы 257
— — прочность при высоких температурах 249, 250, 292
— — процесс отливки 103, 156, 157, 200, 205
— — разоблагораживание 100
— — растрескивание 159, 184, 185, 186
— — с высоким содержанием кремния 34, 59, 278, 300
— — содержание газа 67
— — сопротивление утомляемости 200, 227, 229, 230, 232, 235, 236, 239, 266, 269, 291
— — состав 230, 232
— — способность заполнять форму 171, 173
— — структура 34, 35, 37, 99, 113, 114, 115, 125
— установка холодильников 158
— — физические свойства 257, 293
— — шприцлитье 96, 103, 115, 125, 169
— — с магнием (β-силумин, γ-силумин) анализ содержания магния путем определения твердости 224
— — — диаграмма состояния табл. II
— — — коррозия 238, 239, 258
— — — литье в кокиль 199, 205, 232, 239, 286
— — — механические свойства 200, 209, 219, 230, 232, 234, 235, 237, 241, 258, 266, 272, 274, 284, 287, 288, 290
Кремниевоалюминиевые сплавы улучшение 64, 199, 205, 224, 285, 289
— — — сопротивление утомляемости 200, 230, 232, 234, 235, 239, 266, 272, 274, 286, 288, 291
— — — структура 100, 125
— — — чувствительность к надрезу 210
— — — шприцлитье 164, 291
— — — и медь 128
— — — медью (силумин с медью) 128
— — — — диаграмма состояния табл. II
— — — — коррозия 238, 239, 258, 259
— — — — литье в кокиль 199, 200, 205, 233
— — — — механические свойства 200, 207, 231, 233, 235, 241, 259, 263, 267, 271, 273, 283
Кремниевоалюминиевые сплавы с медью сопротивление утомляемости 200, 227, 231, 233, 235, 239, 267, 271, 273
— — — — структура 100, 112, 114
— — — — чувствительность к надрезу 240
— — — — и железо 113, 114
Кремний в кремниевоалюминиевых сплавах 34, 37, 59, 300
— как раскисляющее средство 107, 108, 109
— кремнистое железо 119, 183
— кристаллическая решетка 28, 40, 41, 92
— критическая точка 16
— свойства 294
Критические пределы 220

Л

Латунь диаграмма состояния табл. III
— затвердевание 77
— и сурьма 88
— — шлаки 96
— ликвация слитка 53
— механические свойства 168, 204, 234
— неплотные места, пористость 73, 75, 79, 122, 168, 277
— процесс отливки 12, 131, 132
— прочность при высоких температурах 244, 248
— растворимость газов 61, 66
— центробежное литье 163, 204
— шприцлитье 165, 166, 168
Лауталь 230, 235
Ликвация кристаллов, *см. микроскопическая ликвация*
Ликвация под действием силы тяжести 58
Линит 230, 257, 267, 272, 287, 293
Литейная корка 216, 264
Литейные напряжения 118, 192, 301
Литий 88, 90, 95, 110, 112, 296
Литник 154
Литье слитков 12, 19, 22, 132, 134, 135, 138, 139
— фасонной отливки 21, 152, 153, 154, 156, 157
— электрона 157
— в землю 196
— — — и литье в кокиль 16

Литье слитков коэфициент усадки 191
— — — ликвация слитка 51
— — — механические свойства 197, 200, 209, 230, 232
— — — микроскопическая ликвация 47, 120
— — — отпуск 129
— — — подвод металла 154
— — — термообработка 129, 288
— — кокиль величина детали 152
— — — выпор 155
— — — кокили 131, 199
— — — коэфициент усадки 191, 192
— — — ликвация слитка 51
— — — литник 177
— — — механические свойства 155, 200, 205, 209, 248, 249
— — — микроскопическая ликвация 47, 120
Литье в кокиль неплотные места, пористость 155, 278
— — — образование усадочных раковин 155
— — — отпуск 118, 129, 288
— — — поршни 300
— — — растрескивание 159, 186, 190
— — — сплавы 159
— — — типы подвода металла 155, 199
— — — улучшение 118, 129, 205, 289
— — — утяжины 178
— из легкого металла, *см. алюминиевое литье и электрон*
— с надставкой 155
— снизу (сифоном) 133
Лоу-экс 293, 300
Лучистые кристаллы, *см. столбчатые кристаллы*

М

Магналий, *см. также алюминиевые сплавы с магнием* 121, 258
Магниевые сплавы, *см. электрон*
Магний влияние в качестве присадки в сплаве, 81
— и сернистая кислота 63, 64
— коррозия 89
— обработка хлором 105
— применение в качестве раскисляющего средства 95, 109, 112
— свойства 19, 141, 142, 296
— степень чистоты 83, 89
Макроструктура 23, 35, 123, 140
Марганец пластичный 89
— применение в качестве раскислителя 95, 107, 110, 112
— растворимость газов 79
— свойства 19, 92, 296
— степень чистоты 84, 89
Медноалюминиевые сплав американский сплав 73, 201, 227, 231, 268, 272, 283
— — выпот 54
— — горячеломкость 159, 185
— — диаграмма состояния табл. I
— — износ 257, 300
— — и железо 190, 283, 300
Медноалюминиевые сплав американский кремний 159, 186, 190, 209, 266, 272, 287, табл. II
— — — магний 247, 250, 284, 292, табл. II
— — — марганец 248
— — — никель 248, 250, *см. также сплавы RR и сплав Y*
— — — титан 283, 287
— — — цинк 283, табл. II, *см. также немецкий сплав, переплавленные сплавы*
— — коррозия 258
— — ликвация слитка 51, 53, 54
— — литье в кокиль 159, 185, 187, 199, 208, 232
— — механические свойства 200, 206, 207, 209, 210, 230, 232, 241, 266, 272
— — микроскопическая ликвация 47
— — неплотные места (пористость) 73
— — образование усадочных раковин 21, 22, 177, 212
— — поршни 283, 288
Медноалюминиевые сплав прочность при высоких температурах 247, 250, 284, 292
— — процесс литья 190, 203, 206, 208, 210
— — растрескивание 159, 184, 186, 190, 212
— — сопротивление утомляемости 225, 230, 232, 235, 241, 265, 266, 274
— — способность заполнять форму 173
— — старение 283
— — термообработка 127
— — физические свойства 257, 291, 292
Медные сплавы с алюминием, *см. алюминиевая бронза*
Медномышьяковистые сплавы 48, табл. III
Медноникелевые сплавы 45, 53, 61, 73, 77
Медооловянные сплавы, *см. бронза*
Медносеребряные сплавы 38, 62
Меднофосфористые сплавы, *см. фосфористая медь*
Медноцинковые сплавы, *см. латунь*
— — с оловом, *см. бронза*
Медные кокили 13, 132
Медные сплавы гомогенизация 48
— — диаграмма состояния табл. III
— — диффузия 48
— — защитные покровы 157
— — и свинец 249
— — коррозия 258
— — ликвация слитка 51
— — литье в кокиль 159
— — микроскопическая ликвация 44, 48
— — прочность при высоких температурах 247
— — растворимость газов 61
— — сопротивление утомляемости 234
— — термообработка 126, 128, 291
— — центробежное литье 163
— — шприцлитье 141
Медные сплавы с силицидом никеля табл. III

Медь вайербарсы 16, 70, 75, 138, 142
— вертикальное литье 147
— водородная болезнь 107, 146
— волочение проволоки 144
— дегазация 64, 105, 107
— изменение формы включений закиси меди 124
— и висмут 81, 87, 147
— — вода, водяной пар 107, 146
— — водород 61, 64, 66, 79, 87, 142
— — железо 147, табл. III
— — кислород 60, 64, 67, 78, 87, 90, 97, 98, 107, 137, 138, 142, табл. III
— — кремний 93
— — мышьяк 87, 93, 147, табл. III
— — свинец 87, 147, табл. III
— — сера 63, 67, 98
— — сернистая кислота 63, 67, 92
— — сурьма 88, 97, 147, табл. III
— — фосфор 93, табл. III
— катоды 67
— неплотные места, пористость 64, 67, 69, 77, 78, 127, 128
— обработка хлором 105
Медь определение содержания кислорода 145
— плотность отливки 71, 73, 78
— процесс литья 131, 138, 139, 142
— разупрочнение 88
— раскисление 74, 81, 106, 175
— рафинирование 66, 103, 127, 142
— сварочная проволока 109
— свойства 19, 74, 144, 296
— скорость затвердевания 23
— содержание газов 66, 67, 143
— степень чистоты 83
— структура отливки 16, 31, 70, 108, 125, 140, 143
— трещины в вайербарсах 138, 143
— фасонное литье 126
— электропроводность 74
Мелкие усадочные раковины 73, 121, 177, 178
Металлиды, металлические соединения 39
Метод литья падающей сверху струей 133
Механическое испытание 212
Модели 153
Модифицирование кремниевоалюминиевых сплавов 98
— термически обработанных сплавов 100
Молибден 84, 92, 296
Монель-металл 98, 183, 244
Монокристаллы 28, 141
Морская бронза 212
Мышьяковистая медь, *см. медномышьяковистые сплавы*

Н

Надставка для сохранения тепла 136
Натрий 19, 98, 106, 296
Нейзильбер 48, 75, 119
Неметаллы и металлы 90
Немецкий сплав влияние литейной корки 264
Немецкий сплав влияние холодильников 158, 270
— — горячеломкость 159, 186
— — литье в кокиль 201, 232
— — и железо 190
— — механические свойства 158, 201, 207, 230, 232, 241, 265, 266, 269, 270, 284
— — неплотные места, пористость 179
— — процесс литья 193, 203, 207
— — раскисление 77, 105, 106, 175
— — растрескивание 160, 184
— — сопротивление утомляемости 225, 229, 230, 232, 235, 241, 265, 266
— — старение 129, 130, 283
Неплотные места, пористость и газы 57, 63, 64, 69, 178
— — — — свойства 73, 74, 141
— — — испытание 177, 178, 181, 275
— — — и усадка при затвердевании 19, 20, 21, 177
— — — определение рентгеновскими лучами 22, 73, 168, 180, 277
— — — устранение 277
Никель защитные покровы 157
— и водород 61, 66
— — кислород 97, 110, табл. IV
Никель и кобальт 87
— — сера 88, 95, 102, 110, табл. IV
— — углерод 88, табл. IV
— раскисление, *см. удаление серы*
— растворимость газов 61, 66
— свойства 296
— степень чистоты 84
— удаление серы 88, 95, 102, 110
Никелевосилицидные бронзы, *см. медные сплавы с силицидом никеля*
Никелевые сплавы 88, 98, 110, 158, 163, табл. IV
Нирезист 301
Новалит 293
— образцы
— литье в кокиль 213
— отлитые как одно целое с отливкой 212, 262
— отлитые отдельно 169, 197, 212, 213, 262
— форма 214

О

Окислы давление кислорода 104
— и шлаковые покровы 104
— свойства 91
— теплота образования 106
Олово 19, 85, 296
Оловянная кислота 95
Оловянные сплавы 20, 52, 165, 166, 244, 249, табл. V
Опрокидывающиеся кокили 133, 137
Осмий 84, 296
Отпуск 118, 128, 206, 291
Отжиг и величина кристаллов 38, 124, 125, 126
— — границы кристаллов 30, 48
— — закалка 126, 127, 128
— — коррозия 121, 258
— — ликвация в слитках 119
— — микроскопическая ликвация 44, 45, 120

Отжиг и механические свойства 38, 121, 123, 124
— — собственные напряжения 118, 292
— — улучшение 127, 300
— определение 117
— отливок 31, 124, 128
— силумина 37, 38, 124
— эвтектических сплавов 38

П

Палладий 62, 80, 84, 296
Панталь 258
Переплавка алюминиевых сплавов 66, 69, 179
— влияние на содержание газа 66
Печи, назначение различных типов 68
Плакировка 134
Платина газовые пузыри 76
— процесс литья 89
— — плавки 89
— растворимость газов 62, 76, 79, 89
— свойства 296
— степень чистоты 85
Планки для образцов 262, 263
Платиновые металлы 89, 296
Поддержание расплава в жидком состоянии 68
Подшипниковые бронзы, *см. бронзы, свинцовые бронзы*
Подшипниковые металлы (сплавы) антифрикционные качества 251, 252, 253, 254, 255
— — износ 256
— — литье в кокиль 159
— — механические свойства 222, 248
— — растрескивание 254
— — самосмазка 252
Поршневая машина для шприцлитья (прессгус) 166
Поршневые сплавы 230, 235, 293
Поршни 248, 251, 254, 257, 292
Поры, *см. неплотные места*
Пресслитье 166, 168, 169
Первичные кристаллы 33, 96, 140
Присадки скрапа 102
Переменное напряжение 220
Переплав возврата 183, *см. также переплавленные сплавы*
Переохлаждение металлов 60
Переплавленные сплавы 183, 284, 285
Переходные элементы 91
Перелитное литье *см. чугун*
Плавка в вакууме 104
Пневматические машины для разливки 167
Поверхностное натяжение 176
Подвод металла в отливках 154, 155, 162, 196, 199
Поршни нельсон-бонаити 301
Постоянное напряжение 220
Превращения 196
Предел текучести 220, 276
Предел упругости 220, 276
Примеси малые 81
Припой 39
Прирабатываемость 252
Пришабровка 252
Проба на жидкотекучесть 170
Промежуточные состояния 118
Промежуточные фазы 40, 41
Псевдобинарная система 40

Р

Разбрызгивание 62, 69
Различия в поперечных сечениях 154, 189, 194, 275
Разогревание при работе вкладыша 255
Рамки для определения напряжений 194
Раскисляющие средства 107
Распределение температуры в слитках 12, 15
— — — фасонной отливке 175, 188, 195
Рафинирование 67, 103, 137, 142
Рафинирующее средство 101
Рекристаллизация 124
Рентгеновские исследования газосодержащих металлов 72, 80, 91, 179
— — неплотных мест (пористости) 21, 73, 168, 180, 276
— — строения решетки 40, 41, 91
— — текстуры литья 26
— — шлаковых включений 94
Ртуть 19, 83, 296
Рыхлоты 182, 276

С

Самоулучшение, самоотпуск, самоупрочнение 126, 127, 129, 290
Сварка 183, 276
Свинец диффузия 48
— и висмут 89, 116, табл. V
Свинец литий 81
— — медь 89, 116, табл. V
— — натрий 90
— — никель 116
— коррозия 89, 116, 141
— рекристаллизация 116
— свойства 19, 116, 296
— степень чистоты 84
— структура отливки 116
— трещины 142
— удаление висмута 103
— — серебра 58, 59
— свинец Паттинсона 58, 81, 116
Свинцовистая бронза 58, 249, 252, 253
Свинцовые сплавы диаграммы состояния табл. V
— — свойства 20, 244, 249, 253
— — шприцлитье 165
— — щелочные, упрочненные 249, 252, 254
Свинцовокальциевые сплавы 103
Свинцовооловянные сплавы 39, 58, 173, табл. V
Свинцовосурьмяные сплавы 101, табл. V
Сгорание 292
Селениды 92
Серебро и кислород 62, 69
— пузыри 76
— разбрызгивание 62, 69
— растворимость газов 61, 79
— свойства 19, 296
— степень чистоты 82
Серый чугун, *см. чугун*

Серебряные сплавы 61, 75, 165, табл. IV
— — с медью 38, 76, табл. IV
Силициды 92, 93
Силумин, *см. кремниевоалюминиевые сплавы*
Силумин-бета, силумин-гамма, *см. кремниевоалюминиевые сплавы с магнием*
— с медью, *см. кремниевоалюминиевые сплавы с медью*
Слоистые кристаллы 45
Собственные напряжения 117, 118, 124, 126, 127
Сопротивление разрыву 218
— переменной нагрузке 225
— утомляемости базис 228
— — значение 225, 228, 275
— — и шлаки 96, 227
— — машины 229
— — определение 227
— — при изгибе 229, 230, 231, 232, 233
— — — коррозии 238, 239
— — — кручении 235, 236
— — — растяжении и сжатии 230, 231, 232, 233
— — сокращенные испытания 228
— — с предварительной нагрузкой 236
— — у алюминиевого литья 229, 231, 232, 235, 237, 239, 265, 266, 269, 270, 271
— — — медных сплавов 234
— — — чугуна 228, 234, 235, 237
— — — электрона 233, 234, 238, 265, 268
Сплавы BSS 121, 258, *см. также алюминиевые сплавы с магнием*
— K. S. 257, 293, 300
— K. S. Seewasser 231, 235, 258, 260
— RR литье в кокиль 200, 232
— — механические свойства 200, 231, 232, 266, 288
— — улучшение 128, 201, 230, 233, 288
— поршни 293, 300
— — процесс литья 203, 287, 288
— RR-50 202, 230, 232, 267, 287
— RR-53 128, 202, 233, 257, 287, 293, 300
— RR-56 300
— — растрескивание 128
— — физические свойства 257
Сплав Y горячеломкость 160, 185
— — литье в кокиль 187, 200, 203, 209
— — механические свойства 200, 203, 209, 211, 287, 300
— — неплотные места (пористость) 180, 203, 211
— — термообработка 128, 200, 210, 231, 250
— — поршни 293, 300
— — прочность при высоких температурах
— — растрескивание 128, 159, 186, 192
— — сопротивление утомляемости 231
— — старение 129
— — устранение напряжений 119
— — физические свойства 257
Способность заполнять форму 171
— к литью 170
Способность подшипникового сплава выдерживать большие давления 252
Сталь влияние холодильников 158
— изменения структуры 123, 124
— механические свойства 209, 243, 244, 251, 263, 265
— микроскопическая ликвация 44, 48 120
— ликвация слитка 55, 119
— раскисление 107
— растрескивание 183
— старение при наклепе 107
— трубы 137
— устранение напряжений 119
— шприцлитье 166
Старение алюминиевых сплавов 129
— определение 118
Статическое напряжение 220
Степень чистоты металлов 82, 84, 87
Стержни 153, 160
Столбчатые кристаллы 16, 24, 26, 73, 140
Сульфиды 92, 95
Сурьма 19, 33, 85, 191, 298
Сурьмяные сплавы 45

Т

Тантал 80, 85, 89, 92, 298
Твердые растворы затвердевание 43, 44, 45, 48
— — коррозия 258
— — кристаллизация 35, 43
— — кристаллическая решетка 40
— — между металлами и неметаллами 81, 92
Твердые растворы механические свойства 281
— — микроскопическая ликвация 45
— — твердый раствор внедрения 39, 81
Твердение 118
Температура литья влияние 68, 140, 210, 213
— — затвердевание 14
— — — механические свойства 121, 141, 210
— — — плотность 68, 121, 212
— — — способность заполнять форму 171, 172
— — — структура 24, 120, 140
Термисилид (кислотоупорное стальное литье) 193
Термообработка определение 117
— слитка 126
— фасонной отливки 126, 127
Титан 85, 89, 298
Титаналь 257, 293
Томильные колодцы 118
Торий 85, 89, 298
Трещины в кокилях 131, 138
— — улучшенном алюминиевом литье 128, 183, 286, 300
— — слитке 138
— — фасонной отливке 122, 128, 131, 183, 276
— и строение сплава 97, 159, 184, 188
— предупреждение 159, 189
— при литье в землю 184

Трещины в кокиль 159, 183, 187, 190
— — сварке 277
— — усадке, *см. трещины*
— вследствие напряжения 192, 193
Трубы 134, 137, 163

У

Углерод 88, 91, 298
Удаление серы из никеля 88, 95, 102, 110
Удлинение влияние длины образца 219
— — скорости испытания 217
— замена 218, 222
— значение 217, 218, 275
— измерение 219
— при нагревании 191
Узкие и глубокие (нитевидные) усадочные раковины 22, 136
Улучшение алюминиевых сплавов 129, 201, 205, 289
— литья в кокиль 118, 129, 205
— медных сплавов 128
— определение 118
— приемы 118
— свинцовых сплавов 129
— устойчивость 244, 249
— чугуна 123
— электрона 128
Уплотнение отливок 277
Усадка при затвердевании 19, 190
— — — величина 19
— — — и образование усадочных раковин 136, 176, 177
— — — — неплотные места (пористость) 69, 75, 76, 176
— — — — способность заполнять форму 176
Усадочные раковины величина 21, 135
— — в слитке 21, 135
— — — фасонной отливке 21, 156, 160, 276
— — — неплотные места (пористость) 75, 76, 180
— — — строение сплавов 21, 177
— — — усадка 190
— — — условия литья 23
— — предупреждение (устранение) 21, 22, 75, 135
— — при литье в кокиль 155, 158
— — форма и расположение 21, 135
Усталость, *см. сопротивление утомляемости*
Устойчивость против длительных напряжений 238, 241, 245, 246
— при высоких температурах 244, 250
Устранение напряжений 117, 118, 193, 300
Утяжины 177, 178

Ф

Физические свойства сплавов 36, 257
— — чистых металлов 19, 254—256
Флюс 101
Формовочный песок 152, 157, 203
Фосфиды 92, 96, 97
Фосфор 81, 107, 298
Фосфористая бронза 110, *см. также бронзу*
— медь 39, 91, 109

Х

Холодильники и механические свойства 158, 264, 266, 271, 291
— — неплотные места, пористость 76, 197, 263, 274
— — растрескивание 158, 190, 193
— установка 158
Холодная сварка 210
Хром 79, 92, 298
Хроможелезные сплавы 222
Хромоникелевые сплавы 104

Ц

Центробежное литье плиты 147
— — трубы 163, 204
— — фасонное литье 163, 204
Цинк влияние величины зерен 141
— и железо 59, 88, 116, 192, табл. V
— — кадмий 88, 192
— — литий 116
— — магний 116, 192, табл. V
— — медь 88, 116, 192, табл. V
— — никель 116
— — олово 89, 192, табл. V
— — ртуть 116
— — свинец 87, 88, 192, табл. V
— — сурьма 116
— коррозия 88, 116
— образование усадочных раковин 23
— процесс литья 132, 139
— свойства 19, 29, 116, 191, 249, 251, 298
— способность заполнять форму 172
— степень чистоты 86, 87, 116
— структура отливки 16, 26, 116, 139, 141
— усадка 190, 192
Цинковоалюминиевые сплавы с медью 53, 54, табл. V
— — — — оловом 20, 52, 54, табл. V
Цинковые сплавы антифрикционные качества 253, 254
— — диаграммы состояния 52
— — ликвация слитка 53, 54, 55
— — прочность при высоких температурах 245, 249
— — усадка при затвердевании 20
— — шприцлитье 116, 164, 168
Циркон 86, 89, 298

Ч

Число периодов 226
Чистый алюминий, *см. алюминий*
Чистые металлы 87
Чугун влияние холодильников 158
— выпот 55
— высокопрочный чугунное литье 123, 221
— износ 250
— испытание на склонность к образованию усадочных раковин 177
— — прочности 216, 261, 263

Чугун и кремний 119, 183, 193
— — хром 222
— ковкий чугун 123
— коррозия 240, 258
— литейные напряжения 119, 193
— литье в кокиль 159, 206
— механические свойства 123, 206, 209, 212, 215, 216, 218, 221, 222, 223, 224, 236, 237, 240, 241, 265
— отжиг 119, 123
— перегрев при плавке 212
— перлитное литье 119, 123, 194
— поршни 292
— проба на жидкотекучесть 171
— прочность при высоких температурах 243, 244, 246
— растрескивание 183, 193, 195
— серый чугун 123
— сопротивление утомляемости 229, 234, 235, 236, 240, 241, 247
— белый чугун 123
— усадка 190
— физические свойства 256, 257
— шприцлитье 166

Ш

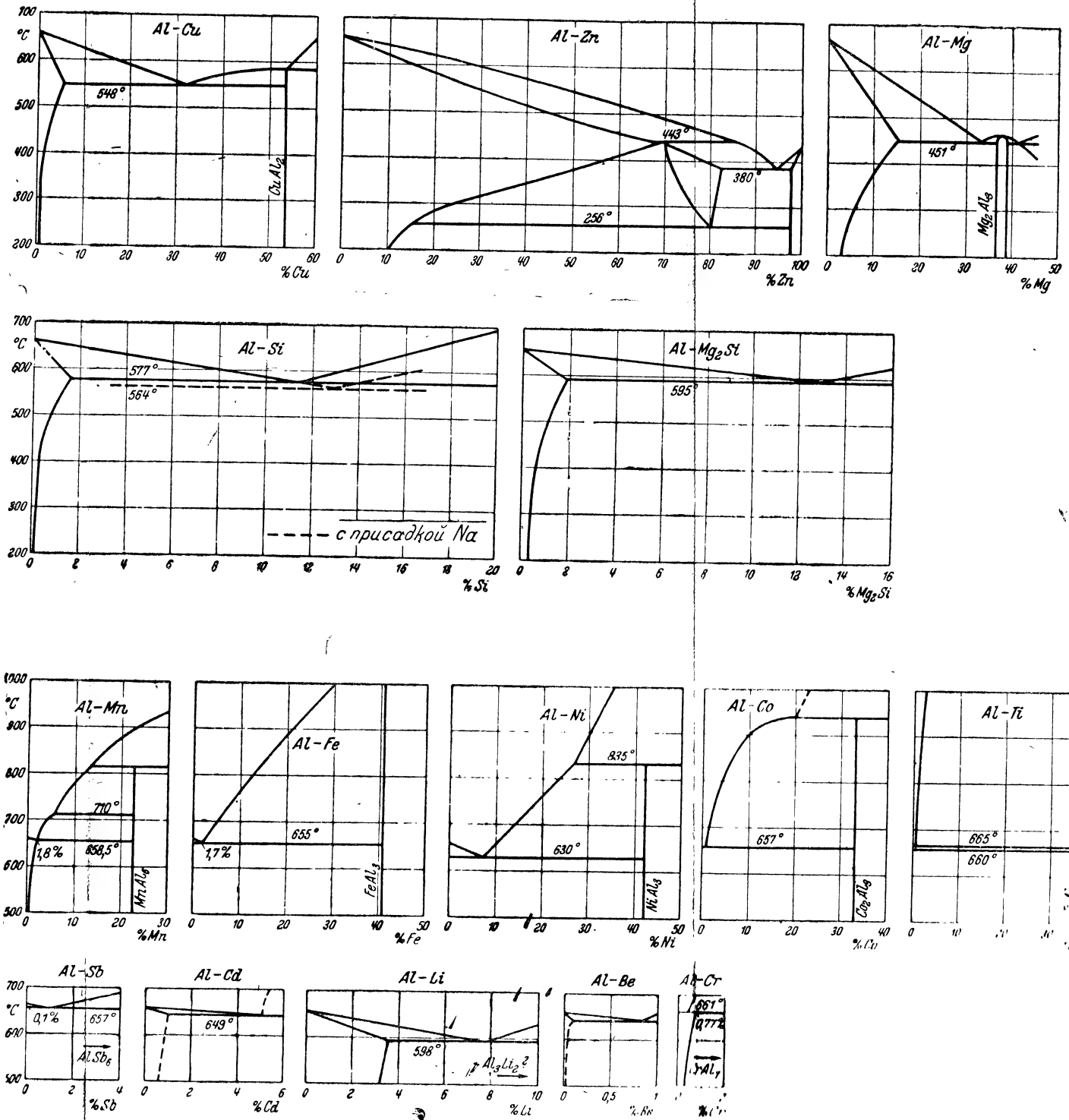
Шамот 132
Шлаки влияние на герметичность 94, 183, 276
— — — коррозию 97
— — — литейные качества 175
— — — механические свойства 94, 96, 216, 218, 221, 227, 270
— обработку 94, 95
— определение 89, 93
— удаление, предупреждение 95, 101, 154, 157, 162, 214
Шлаковые покровы 69, 101, 102, 157
Шприцлитье алюминиевые сплавы 73, 96, 100, 128, 165, 169, 278, 291
— испытание на прочность 215
— машины 167
— медные сплавы 165, 166
— механические свойства 73, 128, 168, 204
— неплотные места, пористость 73, 168, 204, 277
— силумин 115, 126, 128, 169
Шприцлитье структура 115, 125, 204
— термообработка 126, 128
— формы 166
— цинковые сплавы 116, 165
— электрон 102, 165

Э

Эвтектические сплавы измельчение зерна 37
— — литейные качества 38
— — механические свойства 38, 281
— — отжиг 38
— — способность заполнять форму 39, 171
— — структура отливки 32, 33, 35
Электрон включения нитрида магния 157
— влияние холодильников 271
— диаграммы состояния табл. II
— коррозия 88, 97, 239, 240, 258, 285
— ликвация слитка 44
— литье в кокиль 199
— механические свойства 197, 203, 211, 220, 223, 232, 234, 265, 270, 271, 285, 289
Электрон неплотные места, пористость 73, 102, 197
— обработка серой 102, 157
— — хлором 105
— — эльразалем 102, 157
— окисление 103, 157
— поршни 293, 292, 300
— прочность при высоких температурах 248, 285, 292
— процесс литья 125, 157, 175, 198, 203, 211, 271
— сопротивление утомляемости 229, 230, 232, 234, 235, 239
— состав 281, 285, 288
— способность заполнять форму 175
— улучшение 127, 231, 288
— физические свойства 257
— формовочный песок 157
— чувствительность к надрезу 238, 265 275, 285
— шприцлитье 103
— электролиз 66, 67, 78, 100, 103
Эльразаль 102, 157

Диаграммы состояния алюминиевых сплавов I

Al-Cu	E. H. Dix u. H. H. Richardson, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Bd. 73, 1926, S. 560—580.
Al-Mg	W. L. Fink u. K. R. Van Horn, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1932, S. 132—140.
Al-Mg	E. H. Dix u. F. Keller, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1929, S. 351—372.
Al-Si	M. L. V. Gayler, J. Inst. Met. Bd. 38, London, 1927, S. 157—194; E. H. Dix u. A. C. Heath, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1928, S. 134—197.
Al-Mg_2-Si	E. H. Dix., F. Keller u. R. W. Graham, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, S. 404 bis 420.
Al-Mn	E. H. Dix. u. W. D. Keith, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, S. 315—335; E. H. Dix. W. L. Fink u. L. A. Willey, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1933, S. 335 bis 352.
Al-Fe	F. Wever u. A. Müller, Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., 1929, S. 193—223, Düsseldorf, Bd. 11.
Al-Ni	A. G. C. Gwyer, Z. anorg. allg. Chem., Bd. 57, 1908, S. 113.
Al-Co	W. L. Fink u. H. R. Freche, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1932, S. 141—148.
Al-Ti	W. L. Fink, K. R. Van Horn u. P. M. Budge, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, S. 421—439.
Al-Sb	E. H. Dix, J. F. Keller u. L. A. Willey, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, S. 396 bis 403.
Al-Cd	M. Hansen u. B. Blumenthal, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 925—927.
Al-Li	P. Assmann, Z. Metallk., Bd. 18, 1926, S. 51—54.
Al-Be	R. S. Archer u. W. L. Fink, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1928, S. 616—646.
Al-Cr	W. L. Fink. u. H. R. Freche, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1933, S. 325—334.



Al-Cu-Mg M. L. V. Gayler, J. Inst. Met. Bd. 29, London, 1923, S. 507—528; E. H. Dix., G. F. Sager u. B. P. Sager, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1932, S. 119 bis 131.

Al-Cu-Zn D. Nanson u. M. L. V. Gayler, J. Inst. Met., Bd. 34, London, 1925, S. 125—170.

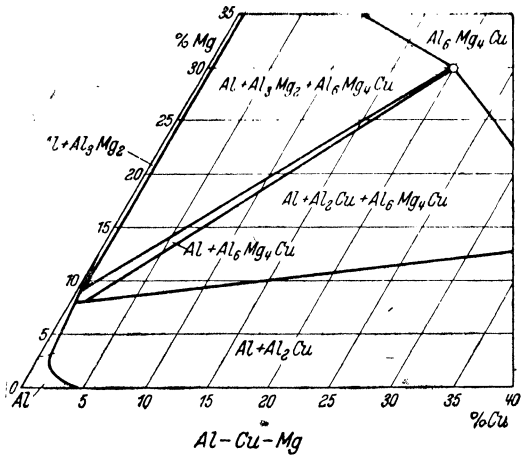
Al-Cu-Mn E. Rassow, не опубликовано.

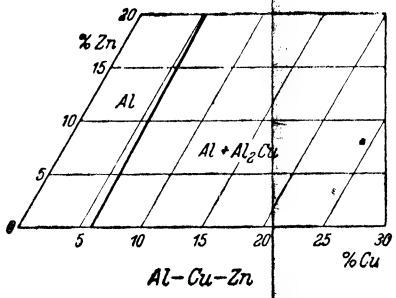
Al-Si-Cu A. G. C. Gwyer, H. W. L. Phillips u. L. Mann, J. Inst. Met. Bd. 40, London, 1928, S. 297—359.

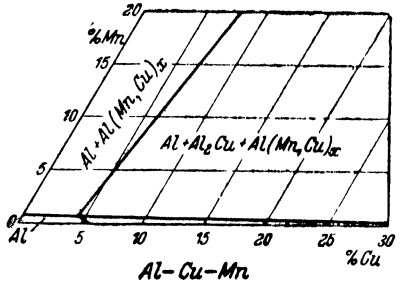
Al-Si-Mg D. Hanson u. M. L. V. Gayler, J. Inst. Met., Bd. 26, London, 1921, S. 321—359.

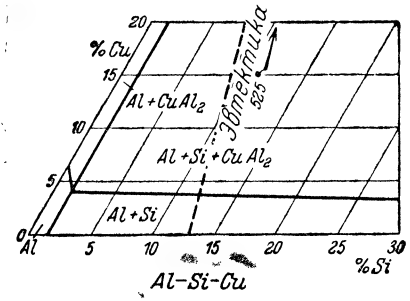
Al-Si-Fe W. L. Fink u. K. R. van Horn, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1931, S. 383 bis 395.

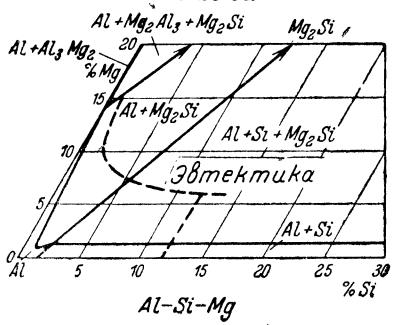
Al-Si-Ca J. D. Grogan, J. Inst. Met., Bd. 37, London, 1927, S. 77—91.

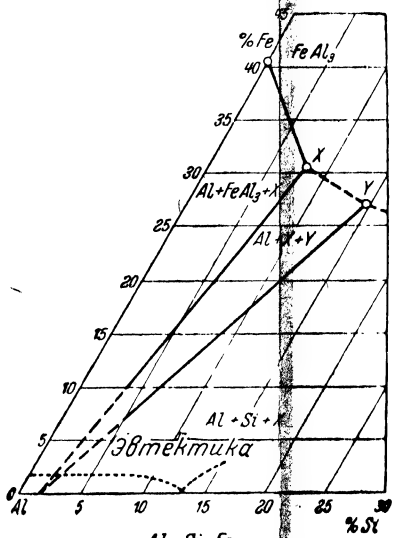


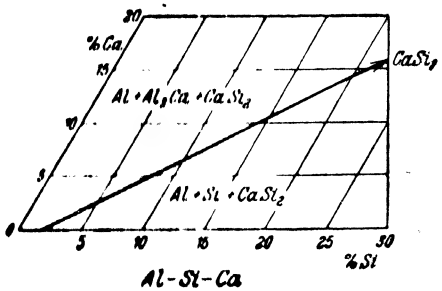










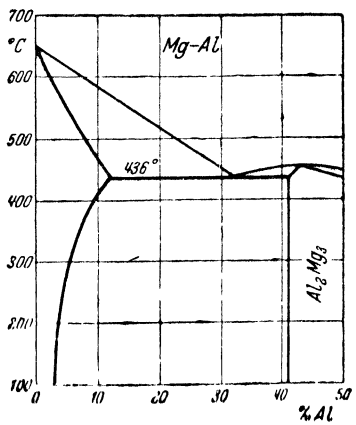


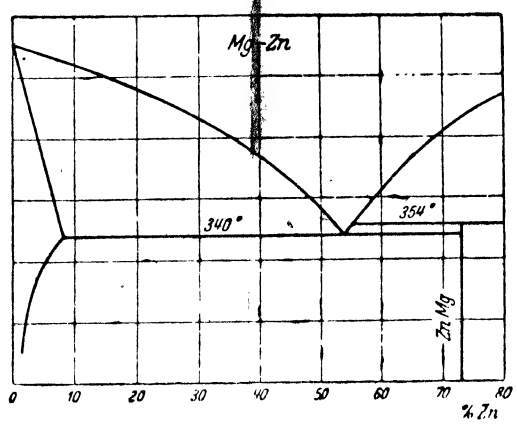
Диаграммы состояния магниевых сплавов

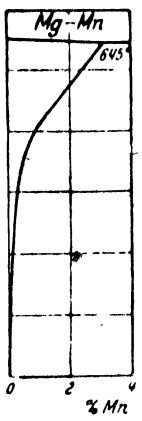
Mg-Al D. Hanson u. M. L. V. Gayler, J. Inst. Met., Bd. 24, London, 1920, S. 201—232; E. Schmid u. H. Seliger, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 409—411, 421—424.

Mg-Zn G. Grube u. A. Burkhardt, Z. Elektrochem., Bd. 35, 1929, S. 315—338; H. Hume-Rothery, J. Inst. Met., Bd. 51, London, 1933, S. 119—138; E. Schmid u. H. Seliger, Metallwirtschaft, Bd. 11, 1932, S. 409—411, 421—424.

Mg-Mn E. Schmid u. G. Siebel, Metallwirtschaft, Bd. 10, 1931, S. 923—925.







Cu-Zn O. Bauer u. M. Hansen, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., Sonderheft 4, 1927.

Cu-Sn T. Matsuda, J. Inst. Met., Bd. 39, London 1928, S. 67 bis 109; J. T. Eash, N. J. u. C. Upthegrove, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1933, S. 221 bis 253.

Cu-Al D. Stockdale, J. Inst. Met., Bd. 31, London, 1924, S. 275 bis 295.

Cu-Ni Н. С. Курнаков и С. Ф. Жемчужный, Z. anorg. allg. Chem., Bd. 54, 1907, S. 149; A. Крупковский, Rev. Métallurg., Bd. 26, 1929, S. 131—153, 198—208.

Cu-Fe F. Ruer u. P. Goerens, Ferrum, Bd. 14, 1917, S. 49; D. Hanson u. G. W. Ford, J. Inst. Met., Bd. 32, London, 1924, S. 335—365.

Cu-Be G. Oesterheld, Z. anorg. allg. Chem., Bd. 97, 1916 S. 1; G. Masing u. O. Dahl, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 8, 1929, S. 94—100.

Cu-Ni$_2$Si M. G. Corson, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1927, S. 435 bis 450.

Cu-Pb S. Briesemeister, Z. Metallk., Bd. 23, 1931, S. 225 bis 230; W. Claus, Z. Metallk., Bd. 23, 1931, S. 265—266.

Cu-O E. Heyn, Mitt. KT. Vers.-Anst., Berlin, 1900, S. 315; R. Vogel u. W. Pocher, Z. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 333 bis 337.

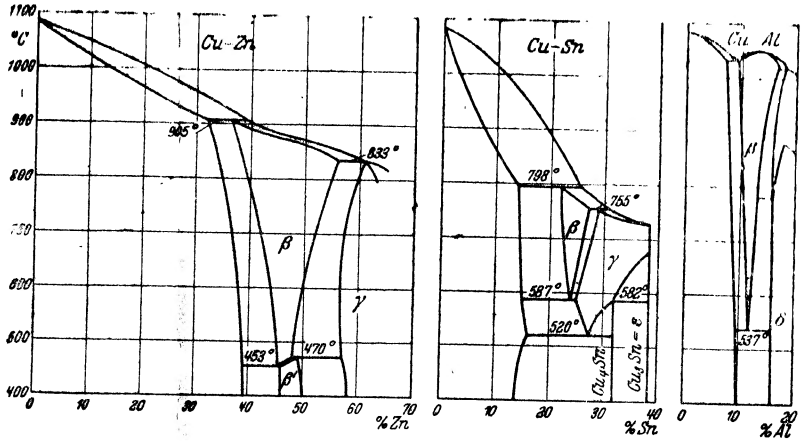
Cu-P E. Heyn u. O. Bauer, Z. anorg. allg. Chem., Bd. 52, 1907, S. 129; D. Hanson, S. L. Archbutt u. G. W. Ford, J. Inst. Met., Bd. 43, London, 1930, S. 41—72.

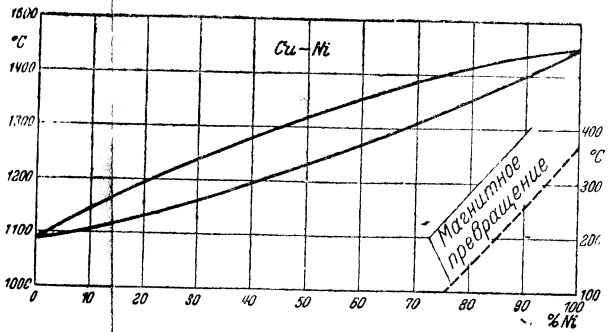
Cu-As G. D. Bengough u. B. P. Hill, J. Inst. Met., Bd. 3, London, 1910, S. 34—97.

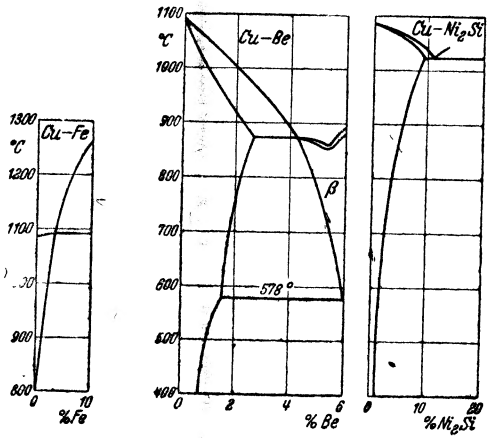
Cu-Zn-Sn O. Bauer u. M. Hansen, Z. Metallk., Bd. 22, 1930, S. 387—391, 405—411.

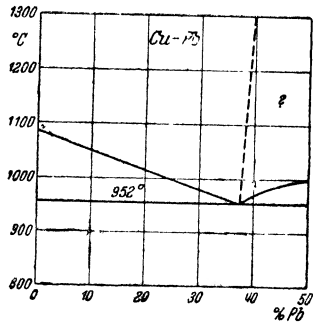
Cu-Zn-Ni O. Bauer u. M. Hansen, Z. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 357—367, 406—411.

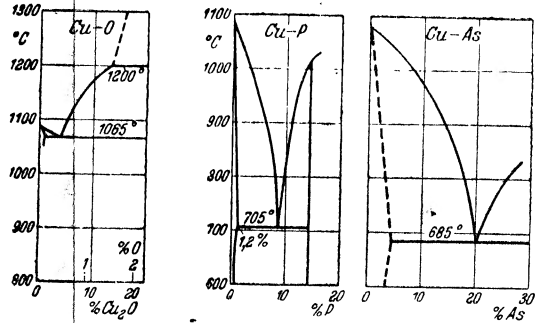
Cu-Sn-Ni J. T. Eash, N. J. u. C. Upthegrove, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Inst. Met. Div., 1933, S. 221—253.

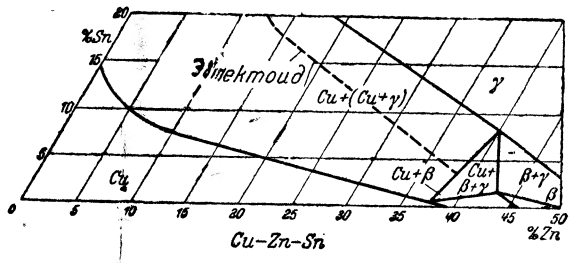


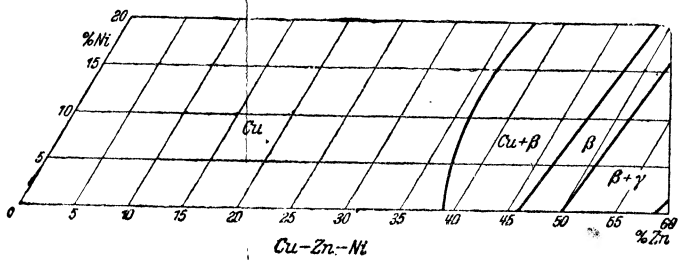


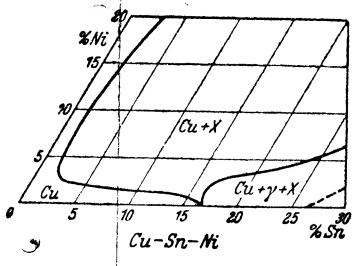










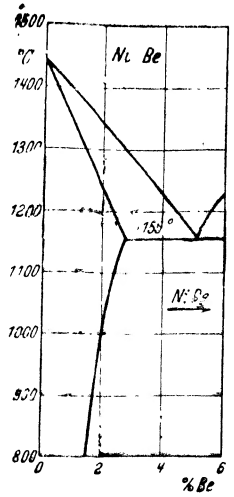


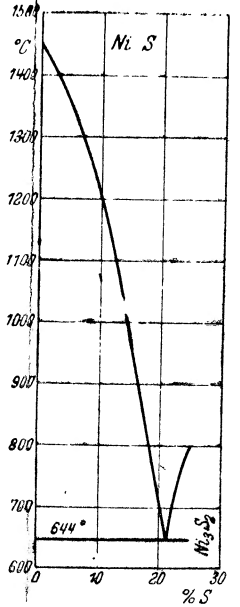
Ni-Be G. Masing u. O. Dahl, Wiss. Veröff. Siemens-Konz., Bd. 8, 1929, S. 211—219.

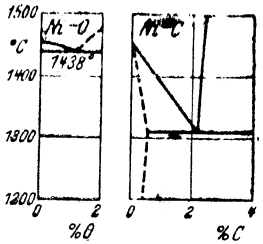
Ni-S G. Bornemann, Metallurgie, Bd. 5, 1908, S. 13, Bd. 7, 1910, S. 667.

Ni-O Nickel and its Alloys, Circ. Bur. Stand., 1924, Nr 100, S. 42.

Ni-C O. Ruff u. W. Bormann, Z. anorg. allg. Chem., Bd. 88, 1914, S. 386; T. Kasé, Sci. Rep. Tôhoku Univ., Bd. 14, 1925, S. 189—217.







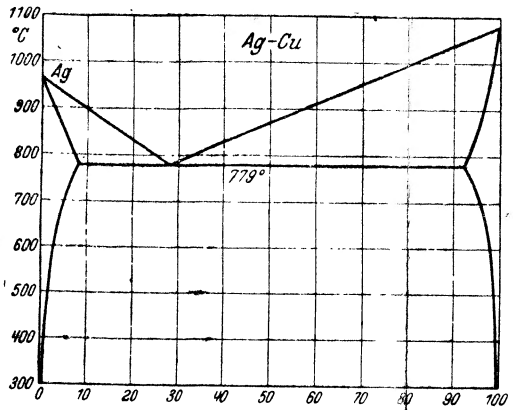
Диаграммы состояния сплавов благородных металлов

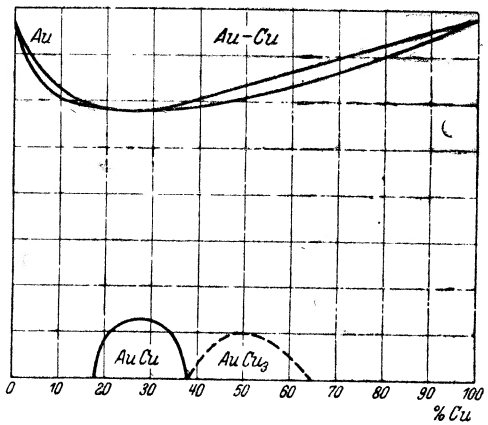
Ag-Cu И. Агеев, М. Гансен и Г. Закс, Z. Physik, Bd. 66, 1930, S. 350—376; D. Stockdale, J. Inst. Met., Bd. 45, London 1931, S. 127—155.

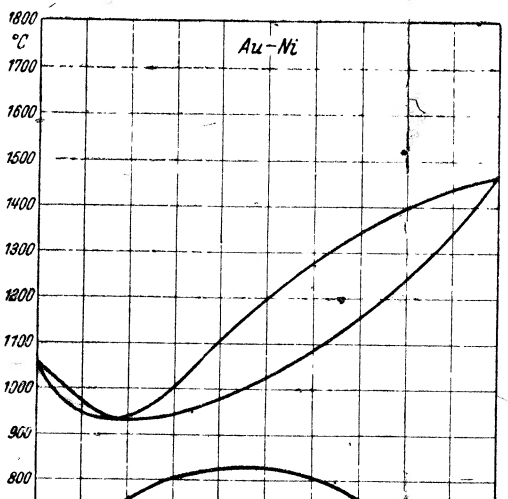
Au-Cu G. Grube, C. Schönmann, F. Vaupel, u. W. Weber, Z. anorg. allg. Chem., Bd. 201, 1931, S. 41—74.

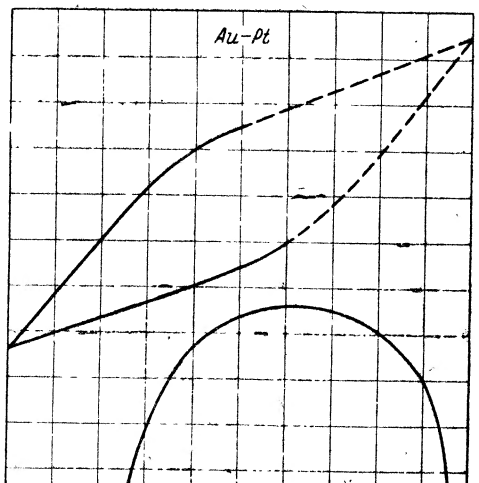
Au-Ni W. Fraenkel u. A. Stern, Z. anorg. allg. Chem., Bd. 166, 1927, S. 161—169.

Au-Pt C. H. Johansson u. I. O. Linde, Ann. Physik, Bd. 5, 1930, S. 762—792; W. Stenzel u. J. Weerts, Siebert Festschr., Hanau 1931, S. 300—308.









Zn-Pb Heycock u. Neville, J. chem. Soc., Bd. 71, 1897, S. 394.

Zn-Fe W. M. Peirce, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Bd. 68, 1928, S. 767—795.

Zn-Cd G. Grube u. A. Burkhardt, Z. Metallk., Bd. 21, 1929, S. 231 bis 234; W. Boas, Metallwirtshaft, Bd. 11, 1932, S. 603—604.

Zn-Cu J. L. Haughton u. K. E. Bingham, Proc. Roy. Soc., Bd. 99, 1921, S. 47; O. Bauer u. M. Hansen, Mitt. dtsch. Mat.-Prüf.-Anst., Sonderheft 4, 1927.

Zn-Mg G. Grube u. A. Burkhardt, Z. Elektrochem., Bd. 35, 1929, S. 315 bis 332; H. Hume-Rothery, J. Inst. Met., Bd. 51, London, 1933, S. 119—138.

Zn-Sn R. Lorenz u. D. Plumbridge, Z. anorg. allg. Chem., Bd. 83, 1913, S. 228; W. M. Peirce, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Bd. 68, 1923, S. 767—795.

Zn-Al W. M. Peirce, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Bd. 68, 1923, S. 767—795; T. Isihara, J. Inst. Met., Bd. 33, London, 1925, S. 73—90.

Sn-Pb D. Stockdale, J. Inst. Met., Bd. 49, London, 1932, S. 267—286.

Sn-Sb K. Iwase, N. Aoki u. A. Osawa, Sci. Rep. Tôhoku Univ., Bd. 20, 1931, S. 353—368.

Sn-Bi H. Endo, Sci. Rep. Tôhoku Univ., Bd. 14, 1925, S. 479—512.

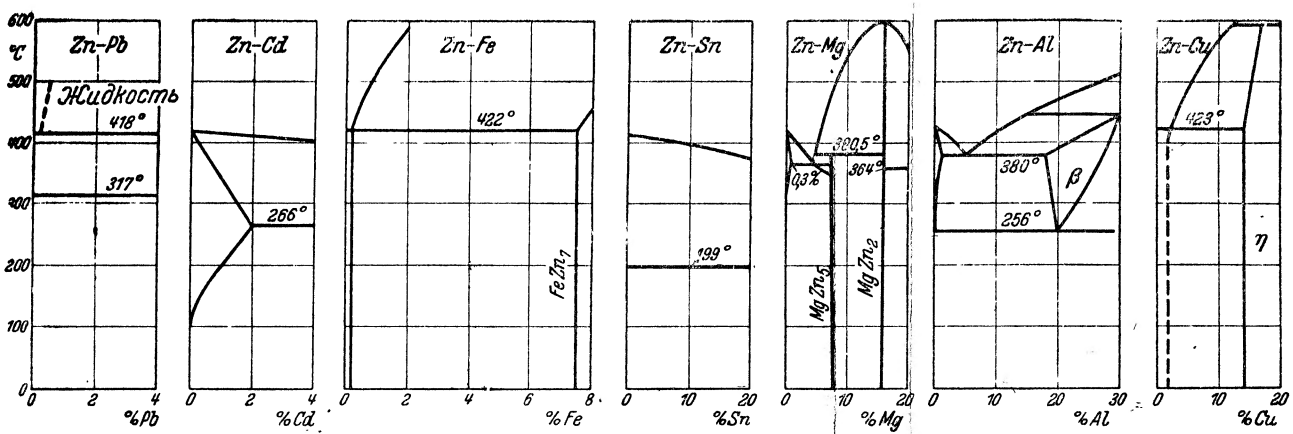
Sn-Cu J. L. Haughton, J. Inst. Met., Bd. 25, London 1921, S. 309 bis 336; O. Bauer u. O. Vollenbruck. Mitt. Materialprüf.-Amt.,

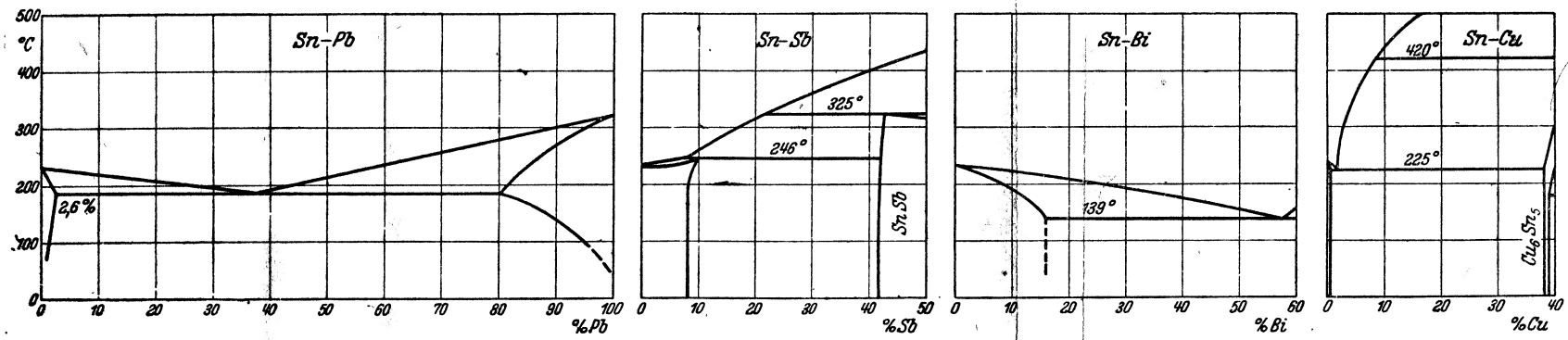
Pb-Sb Bd. 40, Berlin-Dahlem, 1922 S. 181—215.

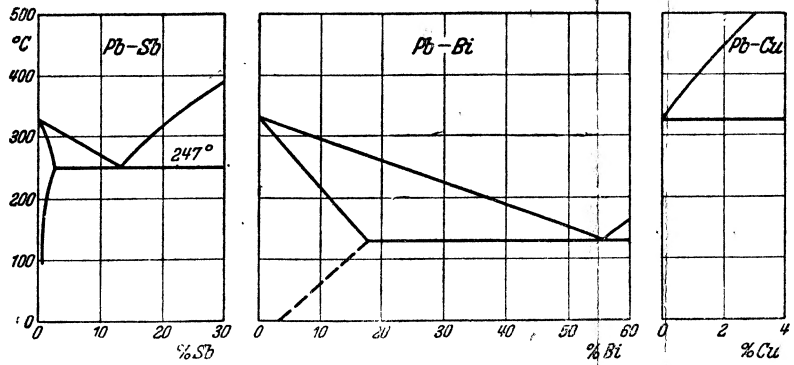
R. S. Dean, L. Zickrick u. F. C. Nix, Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr., Bd. 73, 1926, S. 505 — 540.

Pb-Cu K. Friedrich u. M. Waehlert, Met. u. Erz., Bd. 10, 1913, S. 578 bis 586.

Pb-Bi Barlow, Z. anorg. allg. Chem., Bp. 70, 1911, S. 183.







ОПЕЧАТКИ

Стр.	Строка	Напечатано	Следует читать
78	Табл. 5	Все значения в графе „Содержание O_2 вес. %“, оставляя значащие цифры, читать не в десятых, а в сотых долях %	
98	5 сверху	с содержанием 0,01%	с содержанием 0,01% серы
102	5 „	Для удаления из железа серы и никеля	Для удаления серы из железа и никеля
133	Фиг. 159	Повернуть на 180°	
152	9 сверху	чшины	машины
197	Примечание к табл. 10 относится только к случаю (Ж)		
231	В графе „Состав“ для β-силумин облагороженный пропущено 0,5% Mn		

Зак. 3679. Закс. Практическое металловедение.